



Sborník přednášek z

10. HOLEČKOVY KONFERENCE

Metalurgie a technologie slitin neželezných kovů

19. – 20. března 2025

SEPETNÁ, Ostravice

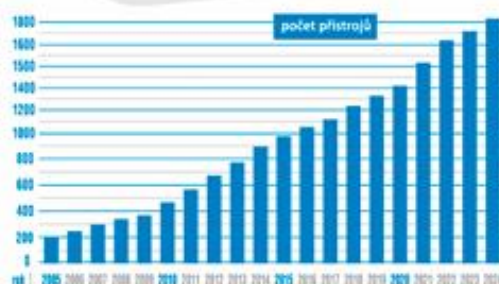
**Spolehlivá, stabilní a úspěšná firma v oblasti
spektrometrie, Váš silný partner v analytické technice.**

BAS Rudice působí na trhu ČR a SR již od roku 1990. Dodává spektrometry a analyzátory s vysokou kvalitou, rychlým odborným servisem a příznivými cenami. Výsledkem dlouhodobého profesionálního přístupu k zákazníkům a výborných parametrů dodávaných přístrojů je řada instalací v ČR a SR, která v roce 2024 přesáhla 1 800 instalací. V posledních letech realizuje firma BAS Rudice ročně cca 100 dodávek spektrometrů a analyzátorů dle ISO 9001:2016.



Důvody ke koupi spektrometru od firmy BAS Rudice:

- Technické parametry, kvalita a přesnost spektrometru.
- Příznivá pořizovací cena a nízké provozní náklady.
- Výhodný splátkový prodej bez navýšení.
- Profesionální, zkušený, rychlý a spolehlivý servis.
- Renomovaná světová značka výrobce spektrometru.
- Výborné reference i u největších firem.
- Technická vyspělost a výborná pověst distributora spektrometrů.



Q4 TASMAN SERIES 2

Stolní jiskrový spektrometr pro širokou škálu aplikací, včetně ocelí, šedé a tvárné litiny, slitin Al, slitin Cu, slévárny, ocelárny, hutě. **Špičkové přesnosti a stabilita.** Včetně analýzy dusíku.



Q4 POLO NOVINKA

Zcela nový jiskrový optický emisní spektrometr s novými technologiemi, bezprecedentní dlouhodobou stabilitou a perfektní přesností.



VANTA 2 ELEMENT NOVINKA

Zcela nový ruční spektrometr pro přesné analýzy za všech okolností. Odolnost IP 54, přístroj testován na pád dle armádní specifikace MIL 810G. Vynikající výkonnost.



BELEC COMPACT PORT

Kvalitní mobilní jiskrový spektrometr nové generace s výbornou přesností analýz včetně uhlíku. Odolné průmyslové provedení a moderní design.



VANTA GX

Přesný analyzátor pro zlato a slitiny drahých kovů. Automatická detekce pozlacení, rychlé odhalení padělků i přes obal.



G8 GALILEO O/N/H

Přesné stanovení kyslíku, dusíku a vodíku v rozmanitých typech materiálů včetně ocelí, mědi, hliníku a dalších typech. Výborná citlivost a správnost měření.



G4 ICARUS C/S

Elementární analyzátor uhlík/síra pro přesné stanovení prvků ze vzorků (úlomky, špony, drát, dráty, ...) a to nejlépe na jejich metalografickou strukturu.



GENIUS IF

Stolní rentgenfluorescenční spektrometr (ED-XRF) se sekundárními terčíky a výkonným SDD detektorem s vysokou citlivostí. Výkon 50 W při 50 kV.



Q4 TASMAN SERIES 2 – novinka na trhu

Nejprodávanejší jiskrový optický emisní spektrometr **Q4 TASMAN** od německého výrobce Bruker byl inovován a uveden v nové sérii s označením "SERIES 2". Přináší nové technologie, jako jsou **SmartSpark™**, duální pohled do plazmového výboje **MultiVision™** a širší analytické možnosti. Tyto přístroje jsou používány pro okamžité zjištění prvkového chemického složení kovů a slitin kovů prakticky všech typů například na bázi Fe slitiny, Al slitiny, Cu slitiny, (dále Ni, Co, Ti, Mg, Zn, Sn, Pb slitiny a dalších).

Q4 TASMAN je plně digitální spektrometr, který používá nový typ CCD detektorů bez coatingu a má řadu nových unikátních bezkonkurenčních vlastností, včetně **výborné přesnosti**.

Ve standardním provedení spektrometr **Q4 TASMAN** přináší nové technologie, které jsou u jiných firem nadstandardem za příplatek nebo nejsou dostupné vůbec.

Řešení od výrobce Bruker-Elemental, dodávané v ČR a SR výhradně firmou BAS Rudice, zvolily v posledních letech mimo jiné: 4x ŠKODA AUTO a.s., 2x VOLKSWAGEN SLOVAKIA, 2x ČVUT, 2x ČZ a.s., COMTES FHT, VÚHŽ, TATRAVAGONKA, TUL, Bonatrans, SECO Group, Magna, Finalcast, MIELE, METAL TRADE COMAX, SAKER, ALUCAST, ZLH Plus, CZ Fermet, VAG, Měď Povrly, BENEŠ a LÁT, Eko Logistics, Eurotech Třešť, Č.O.B. Slévárna, Jaderná elektrárna Temelín, Strojimport, Rieter, AGRO BRNO, UNEKO, TUBAPACK (Kesat), PROMET CZECH, VUT Brno, UJEP, JIHLAVAN, SIGNUM Zinc, Kolbenschmidt, Alleima CZ, ALFE BRNO, Železářny Štěpánov, D+D Metal, FOCAM, ALW Industry, UNEX, OEZ, MESIT & RÖDERS, Slévárna hliníku s.r.o. a řada dalších renomovaných podniků.

Firma BAS Rudice je dlouhodobě předním dodavatelem spektrometrů a analyzátorů v ČR a SR, přičemž v posledních letech dodává přes 100 spektrometrů ročně. Jedná se o různé aplikace ve výrobě, v laboratořích, ve slévárnictví, hutnictví, strojírenství, výzkumu a vývoji, ...



Q4 POLO – informujte se o nových možnostech nového stolního spektrometru Q4 POLO pro matrice Al, Fe, Cu včetně možnosti měření dusíku v ocelích a litinách. Q4 POLO vyniká nízkými provozními náklady a velmi dobrou pořizovací cenou. Jde o spolehlivé odzkoušené řešení.



NOVÁ
TECHNOLOGIE
Axon™

VANTA 2 – nová generace ručních RTG spektrometrů s maximální odolností. Testována na pády dle armádní specifikace Mil 810G, odolný vůči vodě a prachu dle IP 54, **aktivní ochrana detektoru**. VANTA využívá novou patentovanou technologii **Axon™**, která zajišťuje bezkonkurenční výkonnost pro všechny prvky + maximální reprodukovatelnost a rychlost analýz. Standardně měřitelné prvky jsou: Mg, Al, Si, P, S, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Zr, Nb, Mo, Hf, W, Ta, Re, Pb, Ag, Sn, Bi, Sb, Au, Pd, Pt, Ir, Rh, ... další prvky lze doplnit. Lze měřit i tloušťky vrstev a další aplikace. Společnost BAS Rudice dodala v ČR a SR již přes 1 100 ručních spektrometrů od tohoto výrobce včetně podniků 4x Constellium, ArcelorMittal, 6x Třinecké železářny, Železiarne Podbrezová, 2x Doosan Škoda Power, 8x TSR, 3x Cronimet, Unipetrol, 2x Aperam, Bilfinger, Jaderné elektrárny Temelín a Dukovany, Škoda JS, ... rádi Vám přístroj prakticky předvedeme na Vašem pracovišti.

Pro více informací o spektrometrech, ceně a možnostech prosím kontaktujte firmu BAS Rudice pomocí e-mailu bas@bas.cz, telefonicky na +420 541 126 090 nebo využijte firemního dotazníku na: www.bas.cz

Obsah:

Matejka, M., Podprocká R.:

Vplyv pomeru primárnej zliatiny a vratného materiálu vo vsádzke na kvalitu odliatku zo zliatiny
AlSi9Cu3..... 5

Miczková, K. a kol.:

Litý stav slitiny AlSi10Mg v závislosti na ochlazovacím účinku sádrové formy.....14

Nováková, I., Jelínek, M., Švec, M.:

Tepelná vodivosť slitiny AlSi10MnMg v závislosti na technologii odlievání a způsobu tepelného
zpracování.....26

Sýkorová, M.:

Vplyv spôsobu tavenia ťažkotaviteľného legujúceho prvku Zr na vlastnosti hliníkovej zliatiny
AlSi5Cu2Mg.....36

Geryk, M., Kielar, Š.:

Možnosti využítí 3D tisku modelů v technologii odstředivého lití nízkotavitelných slitin.....44

Růžička, J., Macháčková, A.:

Využití kompozitních materiálů na bázi wolframu pro technologické aplikace.....50

Bolibruchová, D.:

Mega/giga casting – příležitosti a výzvy. Ultraveľký hliníkový odliatok.....56

Stanislav, J.:

Tepelné zpracování tvarových vložek GIGA forem pro GIGA Casting.....66

Vplyv pomeru primárnej zliatiny a vratného materiálu vo vsádzke na kvalitu odliatku zo zliatiny AlSi9Cu3

Matejka, M.¹⁾, Podprocká, R.²⁾

¹⁾ Žilinská univerzita v Žiline, Strojnícka fakulta, Katedra technologického inžinierstva, Univerzitná 1, 01026 Žilina. Slovenská republika, marek.matejka@fstroj.uniza.sk

²⁾ Rosenberg-Slovakia s.r.o., Kováčska 38, 044 25 Medzev, Slovenská republika

Abstrakt

Kvalita hliníkovej zliatiny je úzko spojená s pomerom primárnej zliatiny a vratného materiálu vo vsádzke, čo má priamy dopad na vlastnosti odliatku a náklady na jeho výrobu. Použitie vysokého podielu vratného materiálu, je hoci ekonomicky výhodné, no môže negatívne ovplyvniť úžitkové vlastnosti odliatku. Predložený článok sa zaoberá vplyvom nárastu podielu vratných materiálov a jeho vplyvu na mikroštruktúru, pórovitosť a tvrdosť pri rôznych stavoch zliatiny a pri použití gravitačného respektíve vysokotlakového odlievania. Na základe výsledkov sa negatívny vplyv narastajúceho podielu vratných materiálov prejavil pri gravitačne odlievanej zliatine už pri vyrovnanom pomere primárnej zliatiny a vratného materiálu vo vsádzke. Na druhú stranu sa vysokotlakové odlievanie javilo ako menej náchylné na nárast podielu vratných materiálov vo vsádzke.

Kľúčové slová: Vratný materiál; Gravitačné odlievanie; Vysokotlakové odlievanie; Mikroštruktúra; Pórovitosť

Abstract

The quality of an aluminum alloy is closely related to the ratio of primary alloy to returnable material in the batch, which has a direct impact on the properties of the casting and the cost of its production. The use of a high proportion of returnable material, although economically advantageous, can negatively affect the performance properties of the casting. The present article deals with the influence of the increase in the ratio of returnable materials and its impact on the microstructure, porosity and hardness at different alloy states and when using gravity or high-pressure die casting. Based on the results, the negative impact of the increasing proportion of returnable materials was manifested in the gravity-cast alloy with an already equalized ratio of primary alloy and returnable material in the batch. On the other hand, high-pressure die casting appeared to be less susceptible to the increase in the proportion of returnable materials in the batch.

Keywords: Returnable material, gravity casting, high-pressure casting, microstructure, porosity

ÚVOD

Hliník a jeho zliatiny patria medzi najpoužívanejšie materiály v zlievarenskom priemysle, pričom ich recyklácia má významný ekonomický aj environmentálny prínos. Tento proces umožňuje efektívne využívanie surovín a znižuje spotrebu energie [1]. S ohľadom na čoraz

častejšie využívanie vratného materiálu pri výrobe náročných odliatkov je nevyhnutné dosiahnuť kompromis medzi nákladmi a požadovanými vlastnosťami [2]. Pri použití vratného materiálu je najdôležitejšie dosiahnuť vysokú chemickú čistotu. Táto čistota závisí od kvality použitého vratného materiálu. Ak tento materiál obsahuje príliš veľa železa alebo oxidických vtrúsenín, kvalita taveniny klesá. Preto je nevyhnutné správne určiť pomer primárnej zliatiny a vratného materiálu, aby odliatok mal požadované vlastnosti. Pre náročné odliatky by vratný materiál nemal prekročiť 50 % podiel vo vsádzke. Okrem pomeru je dôležitý aj tvar a veľkosť vratného materiálu. Vhodnejšie sú väčšie a kompaktné kusy, pretože majú menší povrch v pomere k objemu. Kúsky s menšími rozmermi a rozstreknutý kov majú naopak väčší povrch a znečisťujú taveninu vtrúseninami. [3-4].

Použitie vratného materiálu prináša špecifické zmeny v mikroštruktúre. Vratný materiál často obsahuje vyššie koncentrácie nečistôt, ako je železo, ktoré sa môžu hromadiť pri opakovanom pretavovaní. Tieto nečistoty môžu tvoriť intermetalické fázy, ktoré negatívne ovplyvňujú mechanické vlastnosti zliatiny, najmä jej ťažnosť a húževnatosť. Distribúcia týchto nečistôt môže byť nehomogénna, čo vedie k lokálnym zmenám v mikroštruktúre a mechanických vlastnostiach [5]. Vratný materiál môže obsahovať vyššie množstvo oxidov, ktoré môžu pôsobiť ako vtrúseniny a znižovať mechanické vlastnosti zliatiny. Oxidy môžu tiež ovplyvňovať proces kryštalizácie a viesť k vzniku nežiaducich štruktúr a nárastu pórovitosti. Vratný materiál môže obsahovať okrem zvýšeného množstva oxidov aj iné nečistoty, ako sú soli alebo iné nemetalické vtrúseniny, ktoré slúžia ako miesta vzniku pórov. Zvýšený obsah kovových nečistôt, ako je spomínané železo, ovplyvňuje rozpustnosť plynov a mení priebeh tuhnutia. Počas pretavovania hliníkové zliatiny absorbujú plyny, najmä vodík, a opakované pretavovanie zvyšuje ich obsah v tavenine [6].

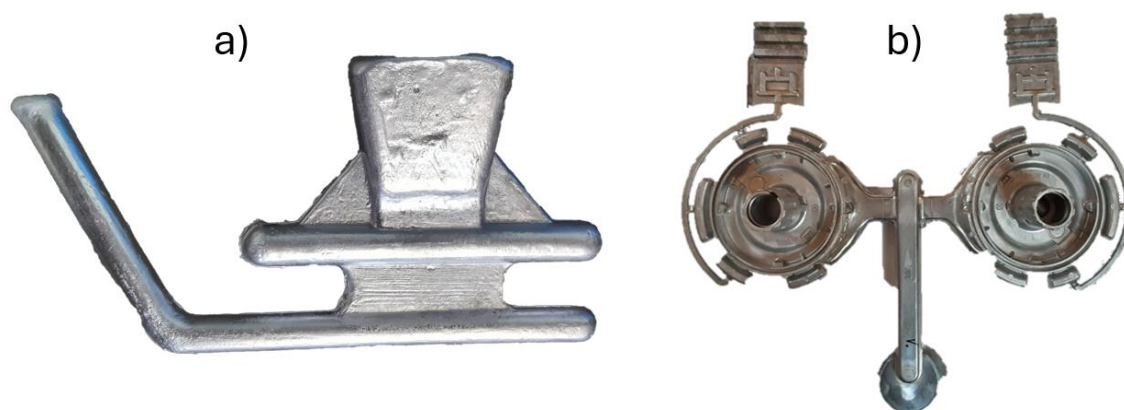
METODIKA A REALIZÁCIA EXPERIMENTOV

Experimentálne hodnotenie vplyvu zvyšujúceho sa podielu vratného materiálu vo vsádzke bolo rozdelené do dvoch etáp. Prvá etapa pracovala s gravitačným odlievaním do kokily v laboratórnych podmienkach, pričom druhá etapa sa venovala vysokotlakovému odlievaniu v priemyselných podmienkach. V rámci oboch etáp sa pracovalo s podeutektickou zliatinou AlSi9Cu3 (EN AC - 46000; A226), ktorá bola rozdelená na dva typy. Prvým typom bola primárna zliatina AlSi9Cu3 s komerčnou čistotou. Druhý typ zliatiny AlSi9Cu3 vznikol pretavením zlievarenského vratného materiálu, zahŕňajúceho odrezané vtokové a náliatkové systémy a v prípade vysokotlakového odlievania boli použité aj nezhodné odliatky a časti odvzdušňovacieho systému.

Pre prvú etapu bolo stanovených 5 variant s narastajúcim podielom vratného materiálu vo vsádzke, a to 20, 50, 70, 80 a 90 %. Tavenie prebiehalo v elektrickej odporovej peci s regulátorom typu T15 s grafitovým téglom s kapacitou 15 kg, ktorý bol ošetrovaný ochranným náterom. Odlievanie sa uskutočnilo pri teplote 740 ± 5 °C do kovovej formy vyhriatej na 150 ± 5 °C. Počas procesu neboli experimentálne zliatiny nami rafinované, očkované ani modifikované, pričom pred odlievaním sa mechanicky odstránili iba oxidické blany. Po odliatí boli experimentálne odliatky značené G20, G50, G70, G80 a G90 (G – gravitačné odlievanie, číslo značí percentuálny podiel pretaveného vratného materiálu vo vsádzke).

V druhej etape boli stanovené 4 varianty experimentálnych zliatin s podielom vratného materiálu na úrovni 10, 55, 75 a 90 % z celkovej hmotnosti vsádzky. Príprava vsádzky, tavenie a odlievanie experimentálnych odliatkov prebiehalo v priemyselných podmienkach spoločnosti Rosenberg-

Slovakia. Tavenie sa uskutočnilo v taviacej peci STRIKOWESTOFEN MHS 750/350 s kapacitou udržiavacieho priestoru 750 kg. Na odlievanie bol použitý tlakový lis CLH 400, vybavený horizontálnym uzatváracím mechanizmom, pričom priemer plniacej komory bol 80 mm a jej aktívna dĺžka dosahovala 485 mm. Počas procesu odlievania dosahovala maximálna rýchlosť lisovacieho piestu 3 m/s a maximálny tlak v komore bol 95 MPa. Teplota taveniny pri odlievaní bola udržiavaná na úrovni 710 ± 10 °C, zatiaľ čo teplota formy po ošetroení dosahovala 160 ± 10 °C pre pevnú časť a 180 ± 10 °C pre pohyblivú časť. Pred vyliatím do dávkovacieho zariadenia bola tavenina rotačne odplyňovaná dusíkom po dobu 120 sekúnd. Proces odplyňovania prebiehal automaticky a po jeho dokončení boli z hladiny mechanicky odstránené oxidické blany. Odliatky pre druhú etapu boli označené V10, V55, V75 a V90 (V – vysokotlakové). Použité odliatky z oboch technológií sú zobrazené na Obr. 1.



Obr. 1: Použité experimentálne odliatky: a) gravitačne odlievaný odliatok v laboratórnych podmienkach, b) vysokotlakový odliatok olievaný v prevádzke.

Chemické zloženie všetkých novovytvorených zliatin je uvedené v Tabuľke 1. zvýšený obsah železa v zliatinách z prvej etapy (G20, G50, G70, G80 a G90) je spôsobený úmyselným použitím vratného materiálu so zvýšeným obsahom železa.

Vybrané charakteristiky boli v prvej etape hodnotené po prirodzenom (PS - približne 160 hodín pri 20 °C) a po umelom starnutí T5 (US – pri teplote 200 ± 5 °C počas 4 hodín) a ochladenie do vody s teplotou 60 ± 5 °C. V druhej etape boli odliatky hodnotené v stave po prirodzenom (PS - približne 160 hodín pri 20 °C) a po tepelnom spracovaní (režim – ohrev 370 ± 5 °C / 3 h s následným ohadzovaním na vzduchu). Tepelné spracovanie pre vysokotlakové odliatky bolo aplikované za účelom zníženia vnútorných napätí v odliatku.

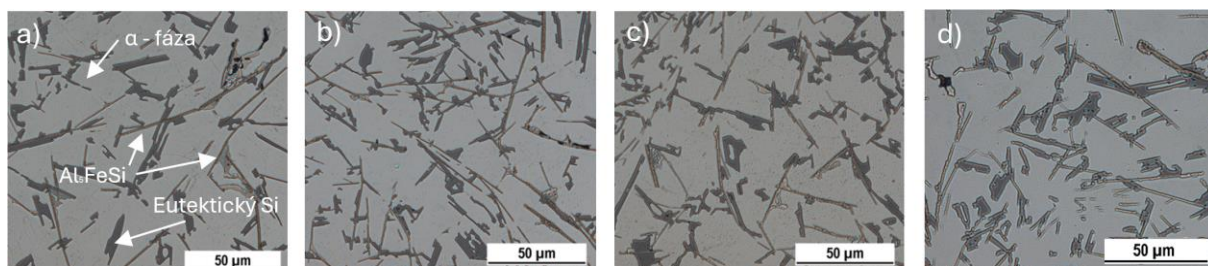
Tab. 1: Chemické zloženie novovytvorených zliatin AlSi9Cu3 [hm. %]

Zliatina	Si	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Fe
G20	9,507	2,197	0,391	0,231	0,122	0,035	1,294
G50	9,418	2,173	0,361	0,223	0,134	0,033	1,419
G70	9,245	2,02	0,344	0,209	0,108	0,031	1,569
G80	9,415	2,08	0,358	0,206	0,156	0,032	1,617
G90	9,291	2,143	0,357	0,199	0,127	0,032	1,643
V10	9,206	2,056	0,345	0,242	0,068	0,033	0,76
V55	9,671	2,111	0,193	0,189	0,082	0,04	0,717
V75	10,93	2,012	0,234	0,225	0,085	0,033	0,768
V90	10,4	2,006	0,149	0,221	0,078	0,035	0,822

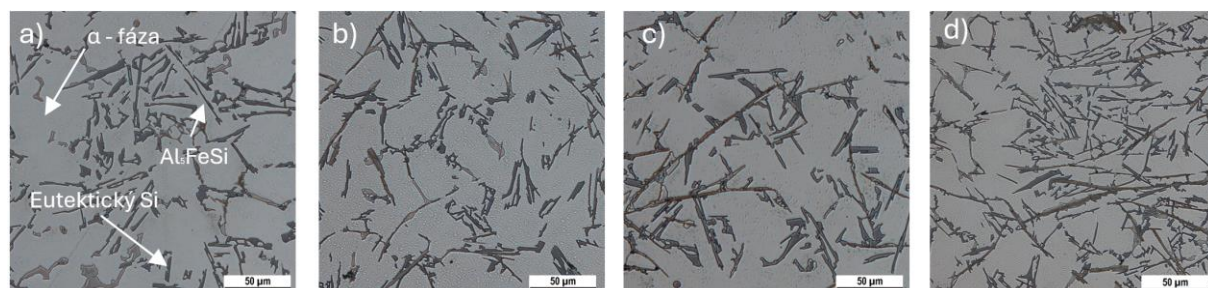
Hodnotenie mikroštruktúry a pórovitosti

Prvá etapa – gravitačné odlievanie

Mikroštruktúra zliatiny s 20 % podielom vratného materiálu G20 pozostáva z matrice α -fázy, eutektického kremíka a intermetalických fáz na báze železa (Al_5FeSi) rovnomerne rozložených v hlinkovej matrici (Obr. 2a). Pri vyrovnanom pomere primárnej zliatiny a vratného materiálu vo vsádzke (zliatina G50) sa mikroštruktúra významne nezmenila, možno pozorovať iba mierny nárast dĺžok ihlíc železitých fáz (Obr. 2b). Pri zliatinách, ktoré sú tvorené väčším podielom vratného materiálu (zliatina G70, G80 a G90) je mikroštruktúra charakteristická veľkým počtom dlhých a tenkých ihlíc fáz bohatých na železo (Obr. 2c,d). Účinok umelého starnutia sa na snímkach mikroštruktúry pri 500 násobnom zväčšení prejavil iba minimálne (Obr. 3).



Obr. 2: Mikroštruktúra zliatiny AlSi9Cu3 odlievanej gravitačne po prirodzenom starnutí, lept. H_2SO_4 : a) zliatina G20, b) zliatina G50, c) zliatina G70, d) zliatina G90.



Obr. 3: Mikroštruktúra zliatiny AlSi9Cu3 odlievanej gravitačne po umelom starnutí, lept. H_2SO_4 : a) zliatina G20, b) zliatina G50, c) zliatina G70, d) zliatina G90.

Analýza plošnej pórovitosti bola vykonaná na vzorkách v stave po prirodzenom aj umelom starnutí. Prirodzené starnutie nemalo výrazný vplyv na plošnú pórovitosť v dôsledku zmeny pomeru vo vsádzke. Zmena sa prejavila až pri zliatine G90 s najväčším podielom vratného materiálu, kde nastalo zvýšenie hodnoty. Naopak, umelé starnutie viedlo k výraznému zvýšeniu hodnôt plošnej pórovitosti, predovšetkým pri zliatinách s vyšším obsahom vratného materiálu vo vsádzke (zliatina G70, G80 a G90). Po vystavení vzoriek teplote 200 °C počas 4 hodín sa v niektorých prípadoch zaznamenalo až trojnásobné zvýšenie pórovitosti (Obr. 4a).

Okrem ukazovateľa percentuálneho objemu bublín je rozhodujúci ich geometrický tvar z hľadiska iniciácie tvorby trhliny na okraji póru. Ak sa póry budú vylučovať v podobe kruhových tvarov, je pravdepodobné, že budú mať menej negatívny vplyv na mechanické vlastnosti ako póry ihlicového či plošne doskovitého tvaru. Na hodnotenie dutín v štruktúre odliatku sa často uvádza tvarový faktor (SFa – shape factor):

$$SFa = \frac{4 \cdot \pi \cdot A_p}{U^2} \quad (1)$$

Na určenie kvantitatívnych geometrických parametrov štruktúry sa používa jeho (tvarový faktor - 1) recipročné hodnoty faktoru guľatosti (s):

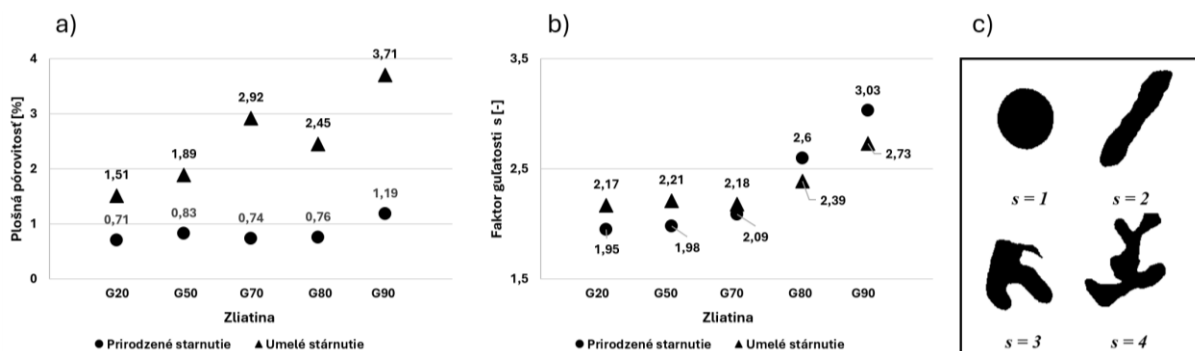
$$S = \frac{U^2}{4 \cdot \pi \cdot A_p} = \frac{1}{SFa} \quad (2)$$

Kde: A_p je obsah plochy póru [mm],

U je obvod dutiny póru na metalografickom výbruse [mm].

Hodnota faktoru guľatosti je pre pór v tvare kruhu rovný jednej. S narastajúcou zložitou a členitosťou sa zvyšuje (Obr. 4c). Faktor citlivo rešpektuje meniacu sa geometriu vnútorných dutín, ktorá má vplyv na mechanické vlastnosti. Póry s faktorom guľatosti $s > 1$ vykazujú pri rovnakej pórovitosti vyššiu mieru narušenia kovovej matrici ako kruhové póry $s = 1$. S narastajúcim faktorom narastá aj vrubový účinok póru a zvyšuje sa tvorba trhlín v štruktúre, čo sa vo výsledku prejaví na pevnosti materiálu.

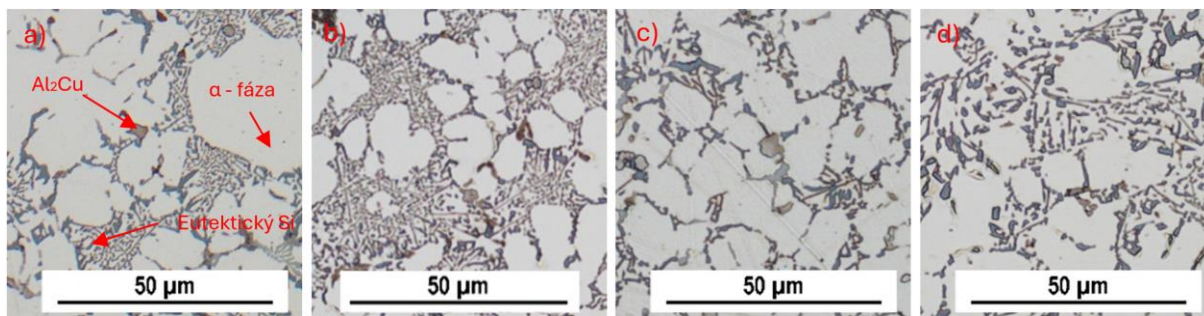
Faktor guľatosti (2) sa pri zliatinách s pomerom 20, 50 a 70 % vratného materiálu v oboch stavoch pohyboval približne na úrovni $s = 2$, pričom póry po prirodzenom starnutí vykazovali lepšie výsledky. S nárastom podielu vratného materiálu na 80 a 90 % vo vsádzke nastalo aj zvýšenie faktoru guľatosti. Umelé starnutie pri týchto zliatinách (G80 a G90) ukazovalo priaznivejší faktor guľatosti (Obr. 4b). Zníženie faktoru guľatosti pri zliatinách G80 a G90 aplikáciou umelého starnutia možno pripísať tomu, že vo väčších resp. objemnejších póroch rozpínanie plynu vplyvom zvýšenej teploty viedlo k zaguľovaniu okrajov pórov, a tým k zníženiu faktoru guľatosti.



Obr. 4: Závislosť a) plošnej pórovitosti, b) faktoru guľatosti od použitej zliatiny a stavu zliatiny, c) číselné hodnoty faktoru guľatosti „s“ priradené k tvarom pórov [7]

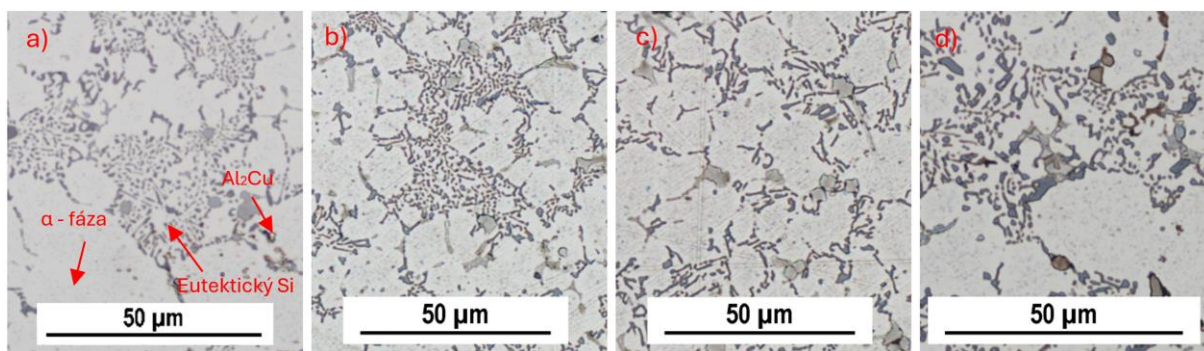
Druhá etapa – vysokotlakové odlievanie

V zliatine s najnižším podielom vratného materiálu vo vsádzke V10 (Obr. 5a) sa drobné častice kremíka nachádzajú rovnomerne rozložené v primárnej α fáze spolu s fázou Al_2Cu . Jemné častice eutektického Si rozložené v primárnej α fáze sú charakteristické aj pre zliatinu V55 (Obr. 5b). S narastajúcim množstvom vratného materiálu vo vsádzke dochádza v materiály k viditeľnej zmene tvaru Si z jemných oválnych tyčiek na hrubšie hranaté ihlice (Obr. 5c,d). Vplyvom nárastu množstva vo vsádzke vratného materiálu došlo taktiež k úbytku fázy Al_2Cu .



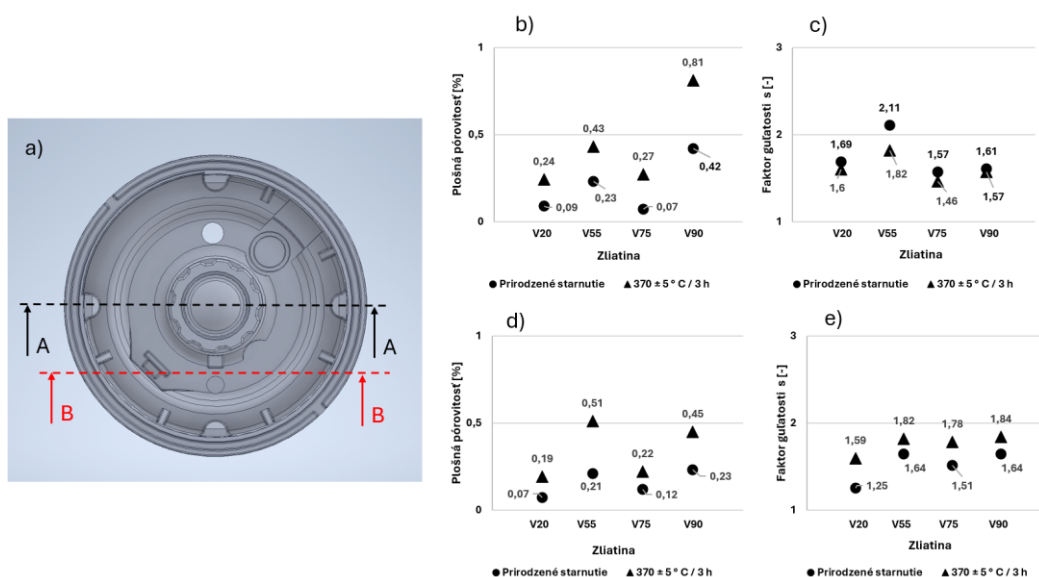
Obr. 5: Mikroštruktúra zliatiny AlSi9Cu3 odlievanej vysokotlakovo po prirodzením starnutí, lept. Dix-Keller: a) zliatina V10, b) zliatina V55, c) zliatina V75, d) zliatina V90

Vplyvom tepelného spracovania pri všetkých zliatinách došlo ku zmeneniu zŕn eutektického Si. Pri zliatinách V10 a V55 boli dlhšie tyčinky Si vplyvom TS vystavené procesu stenčovania a miestnej fragmentácie na jemné a oblé zrná Si (Obr. 6a,b). Pri zliatinách V75 a V90 je rovnako vidieť proces stenčovania zhrubnutejších ihlíc Si a čiastočná sferodizácia hranatejších častíc (Obr. 6c,d).



Obr. 6: Mikroštruktúra zliatiny AlSi9Cu3 odlievanej vysokotlakovo po tepelnom spracovaní, lept. Dix-Keller: a) zliatina V20, b) zliatina V55, c) zliatina V75, d) zliatina V90

Na každom odliatku boli uskutočnené dva kontrolne rezy (Obr. 7a), na ktorých bola hodnotená plošná makropórovitosť a faktor guľatosti pórov. Plošné hodnotenie makropórovitosti rezu A-A je graficky zobrazené na Obr. 7b. Z výsledných hodnôt možno konštatovať, že ani pri jednom meraní sa nepresiahla hodnota 1 %. Najvyššia hodnota bola nameraná pri zliatine V90 po tepelnom spracovaní (0,81%), pričom zvyšné hodnoty nepresahovali 0,5 %. Priebeh hodnôt v grafe naznačuje, že vplyv zvyšovania vratného materiálu vo vsádzke nemal taký významný účinok ako sa očakávalo. Obr. 7c zobrazuje faktor guľatosti jednotlivých pórov na reze A-A. Výsledné hodnoty faktoru guľatosti sa pohybovali v intervale od 1,5 až 2,1, čo značí, že sa významne nemenil. Aplikáciou tepelného spracovania je zaznamenané len malé zníženie hodnôt. Plošná makropórovitosť na reze B - B sa pohybovala v úzkej škále hodnôt, kde iba pri zliatine V55 po tepelnom spracovaní bola nameraná hodnota tesne nad 0,5 % (Obr. 7d). Úzky interval nameraných hodnôt značí o stálosti výsledkov a rovnako ako pri reze A - A sa nepreukázal významný vplyv zvyšujúceho sa vratného materiálu vo vsádzke. Tepelné spracovanie viedlo pri zmene tvaru póru opäť ku „zguľateniu“, ale z celkového hľadiska malo TS takmer zanedbateľný vplyv na tvar pórov (Obr. 7e).



Obr. 7: Hodnotenie plošnej makropórovitosti a faktoru guľatosti: a) Umiestnenie kontrolných rezov, b) plošná makropórovitosť pre rez A-A, c) faktor guľatosti pre rez A-A, d) plošná makropórovitosť pre rez B-B, e) faktor guľatosti pre rez B-B.

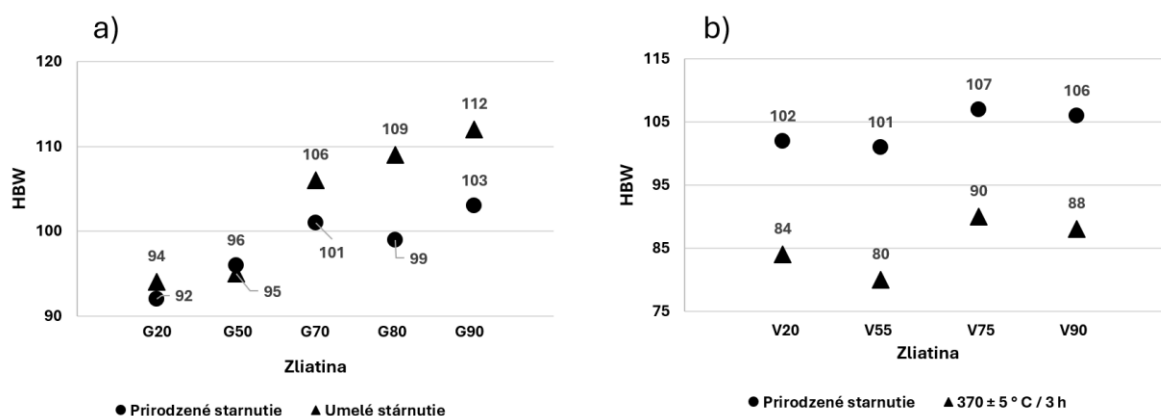
Hodnotenie tvrdosti HBW

Prvá etapa – gravitačné odlievanie

Analýza výsledkov tvrdosti ukázala priamu úmeru medzi množstvom železitých fáz v jeho štruktúre a dosiahnutými hodnotami tvrdosti. Čím viac fáz bohatých na železo zliatina obsahovala, tým narastala tvrdosť (Obr. 8a). Okrem toho, umelé starnutie materiálu, viedlo k zvýšeniu tvrdosti HBW pri zliatinách s vysokým obsahom vratného materiálu vo vsádzke (G70, G80 a G90). Najvyššiu tvrdosť dosiahla zliatina G 90 po umelom starnutí (112 HBW), pričom zliatina s najnižším podielom vratného materiálu vo vsádzke dosiahla najnižšie hodnoty HBW v oboch stavoch.

Druhá etapa – vysokotlakové odlievanie

Pri použití vysokotlakovo odlievania zliatina V10 (s najnižším množstvom vratného materiálu) dosiahla tvrdosť 102 HBW. S navyšovaním podielu vratného materiálu vo vsádzke sa tvrdosť pohybovala na konštantnej úrovni, pričom pri zliatinách s vysokým podielom vratného materiálu tvrdosť stúpala iba minimálne (Obr. 8b). Najvyššia nameraná tvrdosť, 106 HBW, bola zaznamenaná pri zliatinách V75 a V90. Po aplikácii tepelného spracovania za účelom zníženia vnútorných pnutí došlo k poklesu hodnôt tvrdosti približne o 20 HBW pri všetkých zliatinách. Najnižšia nameraná hodnota, 80 HBW, bola zaznamenaná pri odliatku zo zliatiny V55 a nachádza sa na hranici minimálnej prípustnej hodnoty podľa normy EN 1706.



Obr. 8: Závislosť tvrdosti HBW od použitej zliatiny a stavu zliatiny: a) gravitačné odlievanie, b) vysokotlakové odlievanie

ZÁVER

Cieľom predloženého článku bolo analyzovať vplyv pomeru primárneho a vratného materiálu vo vsádzke a stavu zliatiny pri použití technológie gravitačného a vysokotlakového odlievania komerčne využívannej podeutektickej zliatiny AlSi9Cu3. Na základe vykonaných analýz možno skonštatovať nasledujúce závery:

- Postupným nárastom podielu vratného materiálu so zvýšeným obsahom železa vo vsádzke viedol k očakávanému zvýšeniu obsahu Fe a tým k tvorbe škodlivých železitých fáz vo všetkých experimentálnych zliatinách pri gravitačnom odlievaní.
- Aplikácia umelého starnutia mala iba mierne pozitívny vplyv na mikroštruktúru (lokálne zaoblenie – zjemnenie eutektického kremíka).
- Plošná pórovitosť gravitačne odlievaných vzoriek v stave po prirodzenom starnutí bola stabilná, zmena nastala po umelom starnutí, kedy došlo k výraznému zvýšeniu hodnôt plošnej pórovitosti najmä pri vzorkách G70, G80 a G90.
- Faktor guľatosti v oboch stavoch gravitačne odlievaných vzoriek, bol negatívne ovplyvnený až pri 80 a 90 % podiele vratného materiálu vo vsádzke.
- Postupným nárastom podielu vratného materiálu vo vsádzke pri vysokotlakovo odlievaných vzorkách dochádzalo k zmene tvaru Si z jemných oválnějších tyčínok na hrubšie hranaté ihlice. Na druhú stranu aplikácia tepelného spracovania viedla ku zjemneniu zŕn eutektického Si, čo pozitívne vplýva na zvýšenie mechanické vlastnosti.
- Zmena pórovitosti odliatkov nárastom podielu vratného materiálu vo vsádzke pri vysokotlakovom odlievaní sa prejavila iba čiastočne. Po aplikácii tepelného spracovania nebola presiahnutá hodnota plošnej pórovitosti nad 1 %.
- Zvýšenie množstva vratného materiálu vo vsádzke viedlo k zvýšeniu množstva a veľkosti pórov, pričom po aplikácii tepelného spracovania dochádzalo taktiež ich rastu, pričom nebol ovplyvnený faktor guľatosti.

Vyhodnotením získaných výsledkov sa potvrdil pokles pozorovaných charakteristík zliatiny vplyvom zvyšujúceho sa podielu pretaveného vratného materiálu vo vsádzke. Z tohto dôvodu je veľmi dôležité správne „druhovanie“ vratného materiálu a zvýšená starostlivosť o taveninu pri použití vsádzky tvorenej nad 50 % vratným materiálom v kombinácii s gravitačným odlievaním. Pri porovnaní technológie odlievania sa vysokotlakové odlievanie javí ako menej náchylné na negatívny účinok nárastu vratného materiálu vo vsádzke ako gravitačné odlievanie. Z tohto dôvodu je možné posunúť hranicu podielu vratného materiálu pri vysokotlakovom odlievaní až na úroveň 75 % bez podstatnej straty kvality odliatku. Hranica podielu vratného materiálu avšak závisí aj od komplikovanosti odliatku a požadovaných vlastností.

Podakovanie

Tento článok bol vytvorený s podporu projektu KEGA 003ŽU-4/2024.

POUŽITÁ LITERATÚRA

- [1] Bolibruchová, D., Matejka, M., Michalcová, A. & Kasińska, J.: Study of natural and artificial aging on AlSi9Cu3 alloy at different ratios of returnable material in the batch. *Materials*. 13(20), 2020, 4538.
- [2] Gaustad, G. Olivetti, E. A. & Kirchain, R. Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies. *Resources Conservation and Recycling* 2012, 58.
- [3] Green, J.A.S.: *Aluminum Recycling and Processing for Energy Conservation and Sustainability*. ASM International, Materials Park, 2007, Ohio.
- [4] Das, K. S. & Green J. A. S.: Aluminum Industry and Climate Change-Assessment and Responses. *JOM* 2010, 62, 27-31.
- [5] Taylor, J.A. 2012.: Iron-containing intermetallic phase in Al-Si based casting alloys. In *Procedia Materials Science*. 2012. Vol 1, pp. 19-33.
- [6] Zhang, L. Gao, J. Damoah, L. & Robertson, D.G.: Removal of iron from aluminum: A review. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review* 2012 I, 33 (2).
- [7] Schindelbacher, G. 1993. Vliv pórovitosti na mechanické vlastnosti AlSi9Cu3 Giesserei – Praxis č.19, str. 381-192.

Litý stav slitiny AlSi10Mg v závislosti na ochlazovacím účinku sádrové formy

Miczková, K. a kol.¹⁾

¹⁾ VŠB-TUO, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 17. listopadu 2172/15, 708 00 Ostrava-Poruba, katerina.miczkova@vsb.cz

Abstrakt

Tato studie zkoumá vliv ochlazování odlitku litého do sádrové formy na strukturu odlitku. Cílem bylo popsat chování slitiny AlSi10Mg odlévané za různých podmínek lití a tuhnutí. Byly studovány změny vlastností materiálu v závislosti na teplotě lití, což je ve slévárenské praxi již dobře prozkoumaný jev (například studie [1] a jiné) a zároveň byla studie rozšířena o zkoumání vlivu změny teploty formy na tyto vlastnosti. Na základě výsledků materiálových zkoušek, včetně hodnocení zabíhavosti, mikrostruktury, lineární teplotní roztažnosti při zvýšených teplotách a zkoušek pevnosti v tahu a tlaku, byly určeny nejpříznivější podmínky odlévání. Z hodnocení naměřených výsledků testů byly určeny optimální podmínky odlévání pro dosažení požadovaných materiálových vlastností. Byly identifikovány nejvhodnější podmínky pro získání materiálu s vysokou zabíhavostí, nízkou lineární teplotní roztažností a velmi jemnostrannou strukturou. Mikrostruktura byla hodnocena jak optickým porovnáním mikroskopických snímků, tak numerickou analýzou hodnot SDAS. Získané parametry byly navíc podpořeny studií mechanických vlastností jako je pevnost v tahu a tlaku.

Bylo tedy možné stanovit podmínky, které lze považovat za univerzální pro dosažení vysoké kvality ve všech hodnocených parametrech. Pro všechny zmíněné materiálové vlastnosti byla preferována nižší teplota formy (25 °C), vyšší teplota formy vedla ke snížení mechanických vlastností slitiny. Teplota lití by mohla být upravena pro kompenzaci nepříznivých účinků při lití do formy s nízkou teplotou, což zlepšilo zabíhavost. Teplota tedy byla zvolena mezi 680 °C a 730 °C. Ačkoliv tyto teploty vedly k nežádoucímu zvýšení lineární teplotní roztažnosti, celkový efekt byl vyvážen dosažením dobrých mechanických vlastností.

V této studii byly použity extrémní teploty formy 25 °C a 580 °C. Při těchto teplotách byly pozorovány významné rozdíly v naměřených parametrech. Pro univerzálnější použití se doporučuje předeheřovat formu na méně extrémní teplotu.

Klíčová slova: Slitina hliníku; Zabíhavost; Lineární tepelná dilatace; Mikrostruktura; Teplota formy

ÚVOD

V moderní době je potřeba získání kvalitních materiálů již nezbytným požadavkem ve většině průmyslových odvětví. S velkým rozvojem automobilového i leteckého průmyslu se poptávka po vysoce odolných, spolehlivých a také lehkých materiálech stala jednou z priorit. Právě proto se využívání kovových slitin dostalo v posledních letech do popředí zájmu mnoha výrobců. Je to převážně díky mechanickým vlastnostem těchto materiálů, které lze poměry daných přísad měnit dle požadavků pro konkrétní oblast použití. V neposlední řadě je velkou předností moderní způsob testování těchto materiálů, což je například u již zmíněného

automobilového průmyslu jeden z nejdůležitějších faktorů. Jelikož se jedná o tvorbu součástí pro stroje, které mají zajistit dlouhodobý chod bez poruch a zapříčinění nehod z důvodu selhání materiálu, jsou požadavky na stoprocentní kvalitu vyrobeného materiálu a jeho kontrolu nejmodernějšími metodami kladeny na nejvyšší příčku priorit při výrobě.

Jedny z materiálů splňující požadavky nízké hmotnosti a zároveň vysoké odolnosti jsou slitiny hliníku. I když byl samostatný hliník průmyslově vyráběn už v 19. století, jeho využití jako konstrukční materiál bylo omezené. Výrazný pokrok nastal v roce 1906, kdy byla vyvinuta slitina s obecným názvem dural. Bylo zjištěno, že přidáním dalších prvků jako je například měď a hořčík se mechanické vlastnosti výsledné slitiny výrazně zvýší v porovnání s původním čistým hliníkem. Toho bylo využito převážně v automobilovém průmyslu a tento trend pokračuje až do dnešních dní, kde jsou hliníkové slitiny běžně používány pro výrobu bloků motorů, rámců karoserií, chladičů, pump, velmi kvalitních litých kol a dalších klíčových komponent, napomáhajících snižovat celkovou hmotnost vozidla a zlepšovat jeho výkon. [2][3]

Odlévání neželezných kovů a zkoušení materiálů

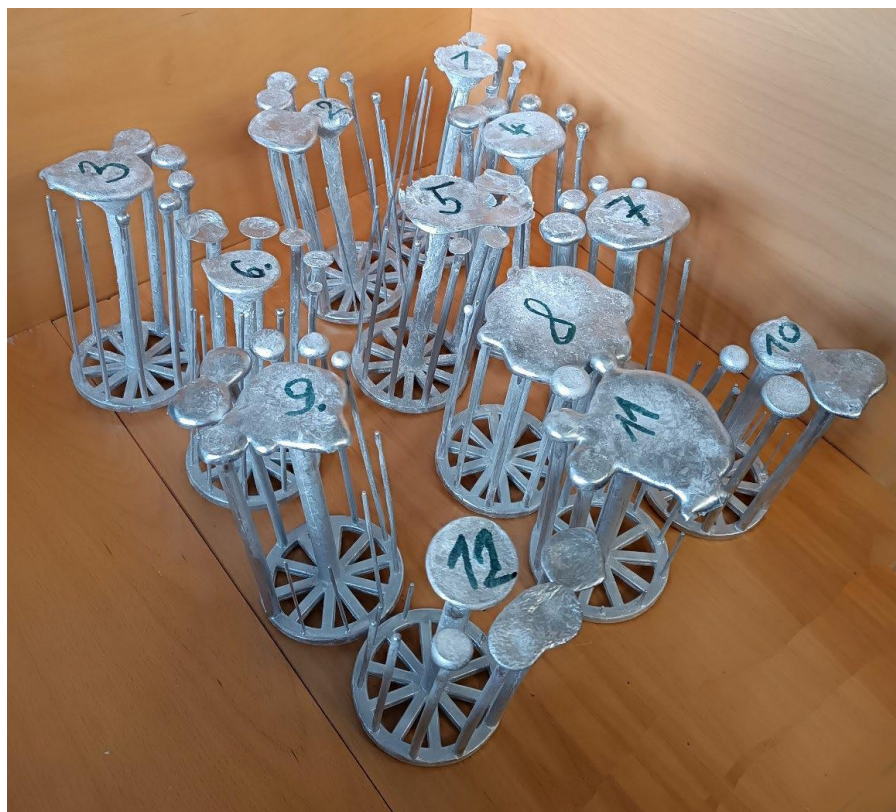
Obecnou snahou je získání vysoce kvalitní taveniny, při co nejmenší spotřebě energie a celkových nákladů na tavbu. Nejdůležitějšími faktory ovlivňující kvalitu výsledné slitiny jsou vsázkové suroviny, typ tavící pece, typ udržovací pece, druh metalurgického zpracování a způsob odlévání. Pro vytvoření správného návrhu konstrukce je pro inženýry velmi důležité znát předpokládané hodnoty použitého materiálu (například tvrdost, pevnost a podobně). Tyto vlastnosti jsou u většiny dnes užitých materiálů již zjištěny, ovšem takto získané hodnoty jsou pouze obecné a předpokládané, přičemž za daných podmínek se výsledné vlastnosti mohou do jisté míry měnit. Proto je nutné při použití určitého materiálu si tyto hodnoty ověřit pomocí materiálových zkoušek dle daných norem. Těmito procesy se snažíme snížit možné vady a selhání v průběhu životnosti dané součásti. [4][5]

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Cílem experimentu bylo získat obrázek o vhodnosti dané teploty taveniny a formy z hlediska zabíhavosti, kvality mikrostruktury, lineární tepelné dilatace a meze pevnosti v tahu a tlaku.

Příprava zkušebních odlitků

Nejprve proběhla tvorba částí voskových modelů pomocí vstřikovačky na vosk LOGIMEC 2500-D za zvýšeného tlaku a jejich kompletace, umístění do kyvety a vytvoření sádrové formy ze sádry SRS eurovest. Po vytavení voskových modelů byly formy žíhány pro odstranění vázané vody ohřátím na teplotu 230 °C, setrváním a následným ohřevem na teplotu 730 °C. Do připravených forem byly odlity zkušební odlitky z housek slitiny EN AC – AlSi10Mg dle normy ČSN EN 1706 pro slitiny hliníku. Bylo vytvořeno 6 podmínek lití ($t_{\text{lití}} = 630\text{ °C}, 680\text{ °C}, 730\text{ °C}, t_{\text{formy}} = 25\text{ °C}, 580\text{ °C}$) a výsledné zkušební odlitky jsou na obrázku *Obr. 1*. Před odřezáním částí odlitků a úpravou zkušebních vzorků pro materiálové zkoušky byly naměřeny hodnoty pro vyhodnocení zabíhavosti. Následně byly provedeny zkoušky metalografické, zkoušky lineární tepelné dilatace a zkoušky pevnosti v tahu a tlaku.



Obr. 1: Zkušební odlitky

Testování vzorků

Pro zjištění lineární tepelné dilatace byly vytvořeny vzorky z tyčí o průměru 6 mm a délky 25 mm a měření probíhalo na dilatometru Netzsch DIL 402 C v horizontálním uspořádání s inertní atmosférou argonu.

Metalografické zkoušky byly provedeny na vzorcích o průměru 2, 6 a 10 mm. Vybroušené, vyleštěné a naleptané vzorky byly pozorovány pod světelným mikroskopem. Záznam mikrostruktury byl proveden při zvětšení 25 a 100 násobném, přičemž při porovnávání výsledků bylo použito 100 násobné zvětšení.

Vzorky průměru 8 mm a délce 130 mm byly podrobeny zkouškám v trhacím stroji ZWICK/ROELL Z150, kde podléhaly tahovému napětí až do přetržení. Jednoosé zkoušky pevnosti v tlaku byly provedeny na vzorcích o průměru 10 mm a délky 15 mm s využitím termomechanického zkušebního zařízení Gleeble 3800-GTC s využitím testovacího modulu Hydrawedge II.

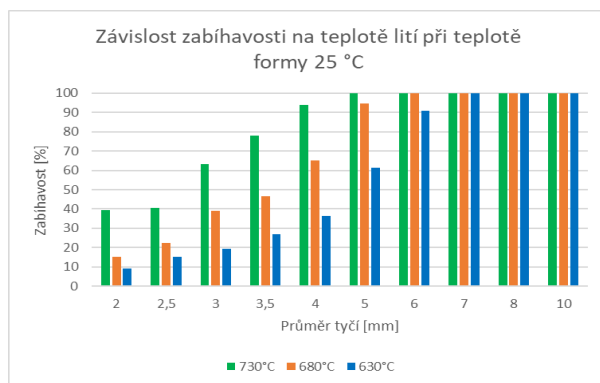
DISKUZE VÝSLEDKŮ

Ze získaných hodnot provedených zkoušek byla provedena analýza dopadu jednotlivých parametrů na kvalitu a chování materiálu.

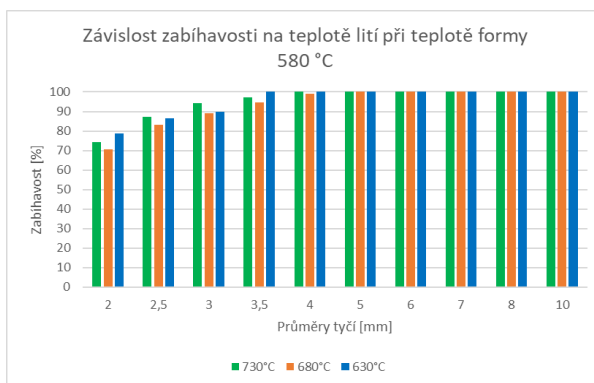
Zabíhavost

Z obecného zhodnocení zabíhavosti se dá odvodit, že samotná teplota lití neměla tak zásadní význam na procento zaběhnutí kovu jako zvýšení teploty formy. Oproti teplotám formy 25 °C

se délky zaběhnutí výrazně zlepšily u forem předeřtých na 580 °C. Při stejných lících teplotách zvýšila vyšší teplota formy zabíhavost u třech odlitků o 14 %, 28 % a poslední až o 42 %. V prvním grafu (Obr. 2) závislosti teploty lití, probíhající za teploty formy 25 °C, jsou výrazné změny zabíhavostí a je zřetelný trend v poklesu zabíhavosti při poklesu lící teploty. U grafu druhého (Chyba! Nenalezen zdroj odkazů.) zobrazující průběh zabíhavosti u odlitku litých do forem předeřtých na teplotu 580 °C je tento jev potlačen a rozdíly v závislosti na teplotě lití jsou minimální.



Obr. 2: Graf závislosti zabíhavosti na teplotě lití při teplotě formy 25 °C



Obr. 3: Graf závislosti zabíhavosti na teplotě lití při teplotě formy 580 °C

Vzhledem k průměrům tyčí jsou, plně proteklé tyče u nízkých teplot až při velkých průměrech, zatímco u vyšších teplot (formy i lití) jsou celkové hodnoty zaběhnutí vyšší i u malých průměrů. Při porovnání celkové vzdálenosti zaběhnutí můžeme tvrdit, že zvýšená teplota formy vykazuje mnohem lepší účinek na zabíhavost než zvýšená teplota lití. Toto dokazuje například porovnání procent zaběhnutí tyčí o stejném průměru i teplotě lití, které je možno porovnat v tabulce Tab. 1.

Tab. 1: Procentuální hodnoty zabíhavosti

Teplota lití [°C]	Teplota formy [°C]		Průměry tyčí [mm]										Průměr zabíhavosti [%]
			2	2,5	3	3,5	4	5	6	7	8	10	
730	580	Zabíhavost [%]	82	92	100	100	100	100	100	100	100	100	97
680	580		67	82	88	93	97	100	100	100	100	100	93
630	580		50	98	100	100	100	100	100	100	100	100	95
730	25		28	44	67	87	100	100	100	100	100	100	83
680	25		6	13	41	42	58	93	100	100	100	100	65
630	25		13	15	10	22	34	58	82	100	100	100	53

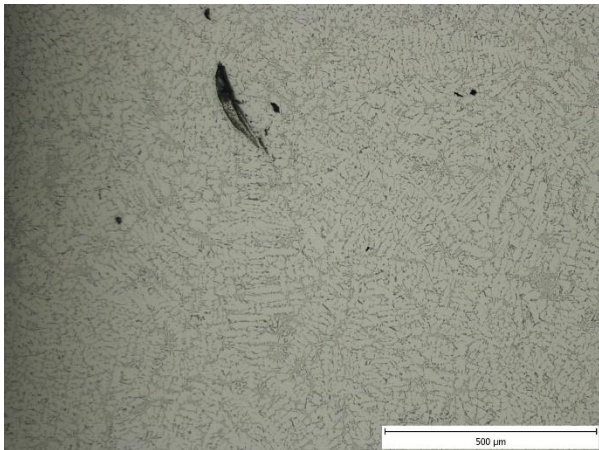
Mikrostruktura

Při porovnání mikrostruktury můžeme srovnat typický trend, kde při delším chladnutí odlitku způsobeného vyšší teplotou formy není struktura tak jemnozrná (Obr. 4, Obr. 6, Obr. 8, Obr. 11, Obr. 12) jako při rychlejší ochlazování. Při chladnějších teplotách formy 25 °C (Obr. 3, Obr. 5, Obr. 7, Obr. 9, Obr. 10) vykazuje materiál výrazně jemnozrnější strukturu a také menší počet a rozměr ředin či staženin, způsobených úbytkem objemu kovu při tuhnutí. Na snímcích

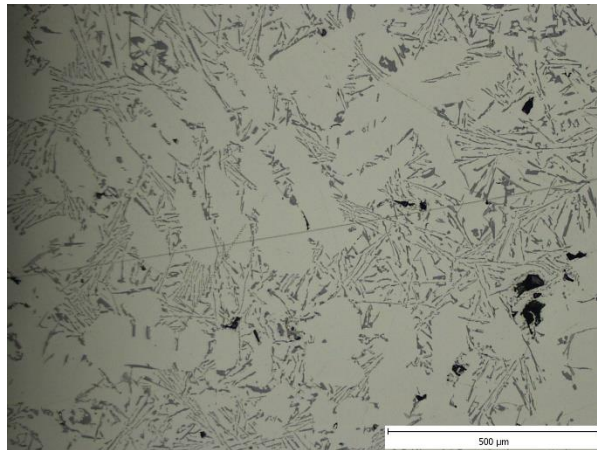
mikrostruktury je zřetelně vidět fáze α Al (bílá barva) a fáze eutektika (černé jehlice) tvořené křemíkem a dle tvaru můžeme určit, že se jedná o eutektikum s lamelární strukturou. Z hlediska porezity byly nejméně vhodné odlitky lité za vysokých teplot, konkrétně pak můžeme vidět velkou porezitu zvláště u vzorků *Obr. 8, Obr. 11, Obr. 12*. Zde jsou viditelné velké a také poměrně četné staženiny a řediny. Nejvíce jemnozrnnou strukturu lze zřetelně pozorovat u odlitku s nejnižším průměrem 2 mm litého při nejnižší teplotě lití 630 °C do formy o teplotě 25 °C.

Jako významné se jeví porovnat změnu mikrostruktury při konstantní teplotě lití a změně teploty formy z 25 °C na 580 °C. Toto srovnání můžeme pozorovat na obrázcích *Obr. 3 až Obr. 8*, kde jsou vedle sebe zobrazeny mikrostruktury lité za stejné teploty, vždy do stejného průměru tyčí (2, 6 a 10 mm). Je zde vidět obrovský skok ve změně jemnozrnnosti a výskytu staženin a ředin, dokazující hlavní vliv teploty formy na kvalitu mikrostruktury. V následujících čtyřech obrázcích (*Obr. 9 až Obr. 12*) pak můžeme pozorovat, že odlitky lité za rozdílných teplot lití (630 °C a 730 °C) do formy o stejné teplotě vykazují minimální změny mikrostruktury. Toto opět potvrzuje tvrzení o vyšším významu změn teploty formy oproti změnám teploty lití.

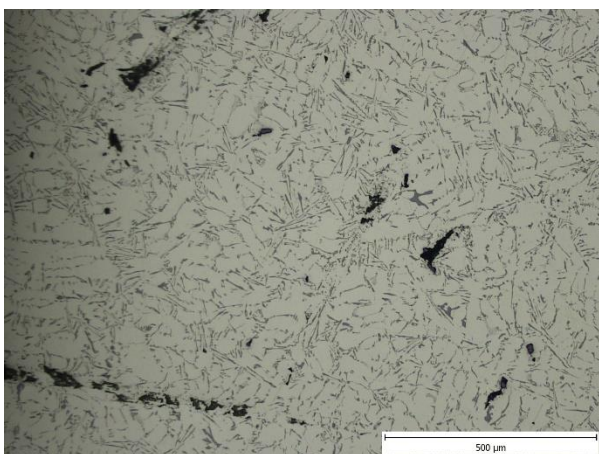
Eutektikum s tvarem dlouhých jehlic je považováno za jednu z příčin nižších mechanických hodnot materiálu, kde se předpokládá jejich působení jako překážka pohybu dislokací. Během namáhání pak dochází u těchto odlitků k rychlejšímu porušení a dle zkoušek pevnosti v tahu vykazuje menší hodnoty meze pevnosti. [6] Toto můžeme pozorovat jak na snímcích mikrostruktury, tak i v při vyhodnocení výsledků tahových zkoušek popsaných v dalších kapitolách. Z hlediska hodnocení jemnozrnnosti se dala z fotografie mikrostruktury pod mikroskopem manuálně zjistit hodnota SDAS neboli vzdálenost sekundárních os dendritů a procentuální podíl eutektické fáze křemíku. Dle metody měření vzdálenosti primární osy dendritu a počtu sekundárních os dendritů nacházejících se z obou stran primární osy, popsané v článku [7], byly změřeny hodnoty SDAS. Pomocí programu Quick-PHOTO INDUSTRIAL 3.2 byly změřeny vzdálenosti vždy ve čtyřech různých směrech a konečná hodnota byla určena průměrem. Získané hodnoty ukázaly závislost, kde nižší hodnoty SDAS jsou spojovány s vyššími mechanickými vlastnostmi díky tvorbě jemnější tuhnutí fáze. Průměrné hodnoty SDAS u odlitků litých do forem pokojové teploty 25 °C se pohybovaly v rozmezí 25-28 μm , zatímco odlitky lité do forem předehřátých na teplotu 580 °C měly rozsahy 67-70 μm . Měření byla provedena pro odlitky o průměru 6 mm, které byly zároveň podrobeny i zkouškám lineární tepelné roztažnosti. Obecné pravidlo říkající, že snížení hodnoty SDAS zapříčiní jak zvýšení homogenity, tak i zvýšení mechanických vlastností slitiny z důvodu zjemnění tuhnutí fáze se potvrdilo a ukázalo důležitost rychlého tuhnutí pro zajištění kvalitního materiálu.



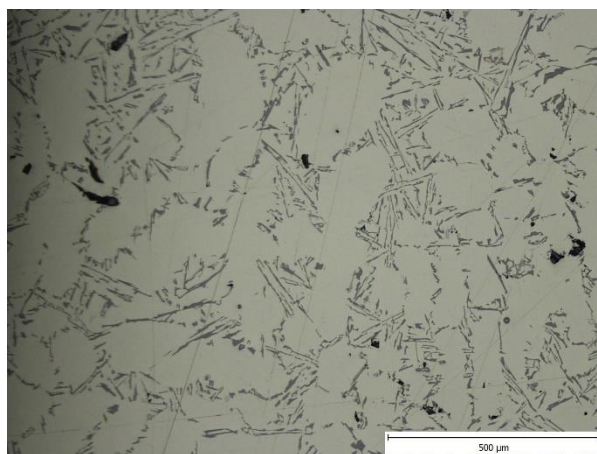
Obr. 3: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 2$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 25$ °C)



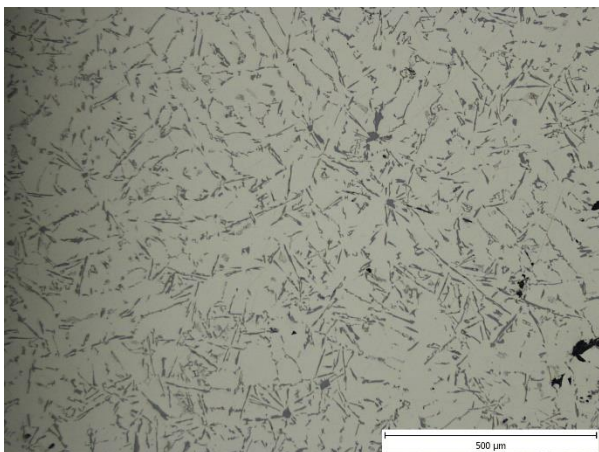
Obr. 4: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 2$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 580$ °C)



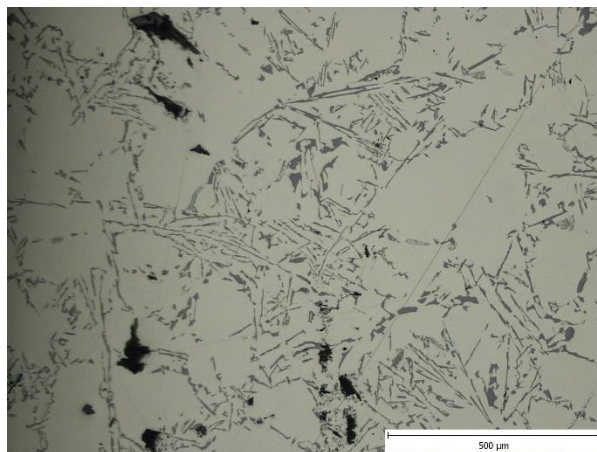
Obr. 5: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 25$ °C)



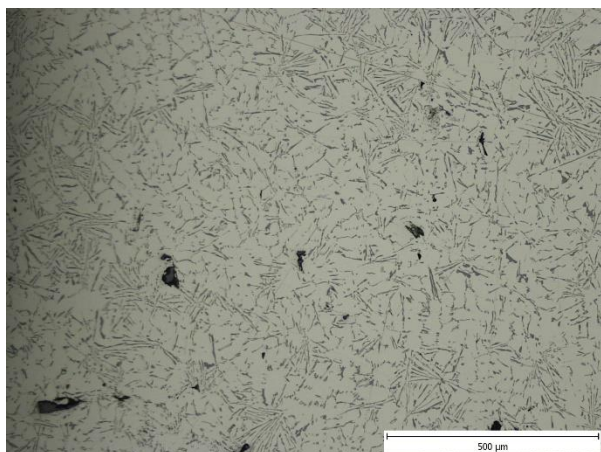
Obr. 6: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 580$ °C)



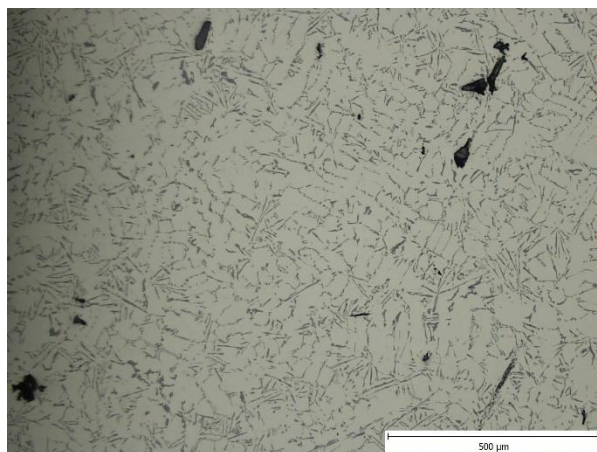
Obr. 7: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 10$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 25$ °C)



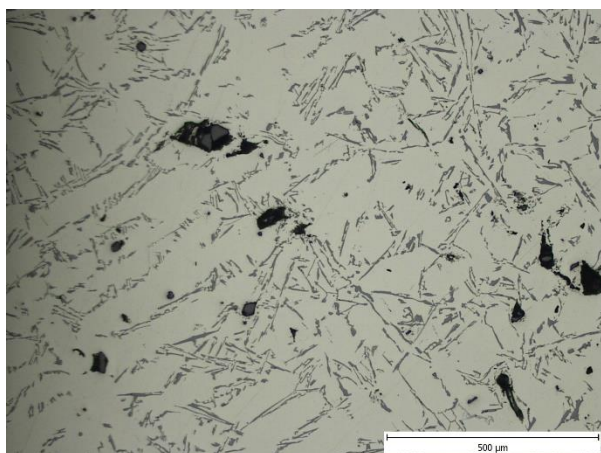
Obr. 8: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 10$ mm,
 $T_{\text{liti}} = 680$ °C, $T_{\text{formy}} = 580$ °C)



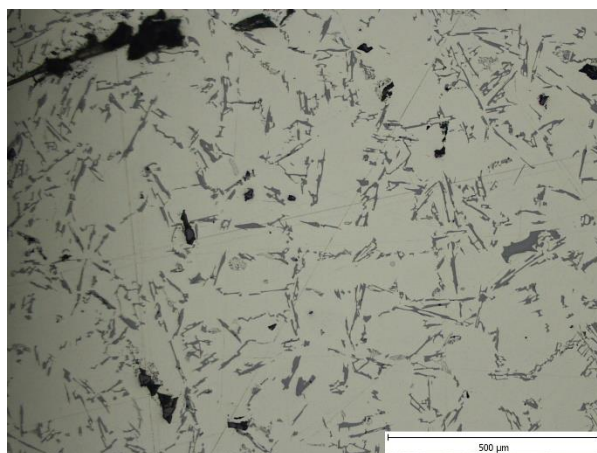
Obr. 9: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6 \text{ mm}$,
 $T_{\text{lití}} = 630 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{formy}} = 25 \text{ }^{\circ}\text{C}$)



Obr. 10: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6 \text{ mm}$,
 $T_{\text{lití}} = 730 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{formy}} = 25 \text{ }^{\circ}\text{C}$)



Obr. 11: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6 \text{ mm}$,
 $T_{\text{lití}} = 630 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{formy}} = 580 \text{ }^{\circ}\text{C}$)



Obr. 12: Mikrostruktura vzorku ($\phi = 6 \text{ mm}$,
 $T_{\text{lití}} = 730 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{formy}} = 580 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

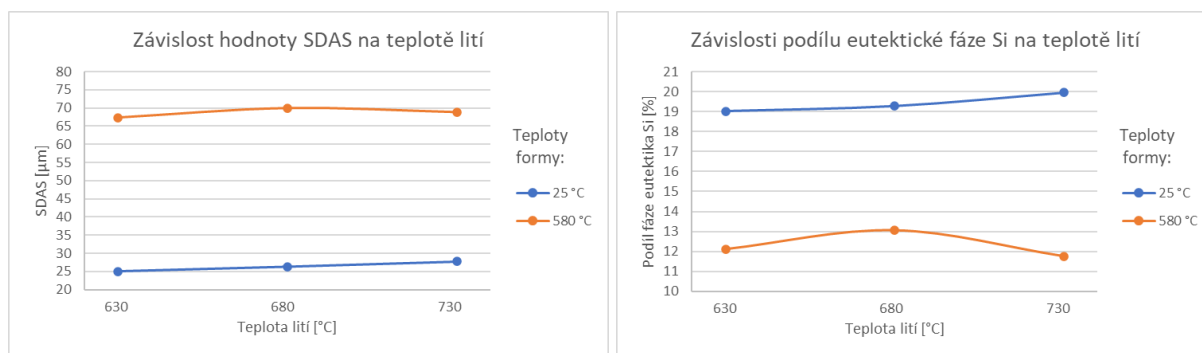
Díky využití dříve zmíněného programu pro zpracování obrazové dokumentace z mikroskopu byl dále zjištěn podíl eutektické fáze křemíku v procentech ze stejných vzorků, jež byly použity pro měření SDAS. Hodnoty můžeme vidět v tabulce Tab. 2, kde jsou zároveň barevně označeny vzorky s nejvyšší hodnotou meze pevnosti v tahu (zelená barva) a s hodnotou nejnižší (červená barva).

Tab. 2: Hodnoty mikrostruktury vzorků

Teplota formy [$^{\circ}\text{C}$]	Teplota lití [$^{\circ}\text{C}$]	Podíl eutektické fáze Si [%]	SDAS [μm]
25	630	19,02	25,01
25	680	19,28	26,31
25	730	19,96	27,75
580	630	12,11	67,35
580	680	13,05	69,93
580	730	11,76	68,82

Zde vidíme, že odlitky rychle chladnoucí lité do chladnějších forem dosahují většího zastoupení eutektika oproti odlitkům litým do forem přehřátých na 580 °C. V jejich mikrostruktuře se nachází více rozměrné dendrity, kde je tedy větší prostor zabrán primární fází hliníku. Opět nám tyto výsledky potvrzují předešle zjištěná tvrzení. Vyšší rychlostí ochlazování dosáhneme více jemnozrnné struktury, která zároveň obsahuje větší podíl eutektika, což je předpokladem dosažení vyšších mechanických vlastností finálního materiálu.

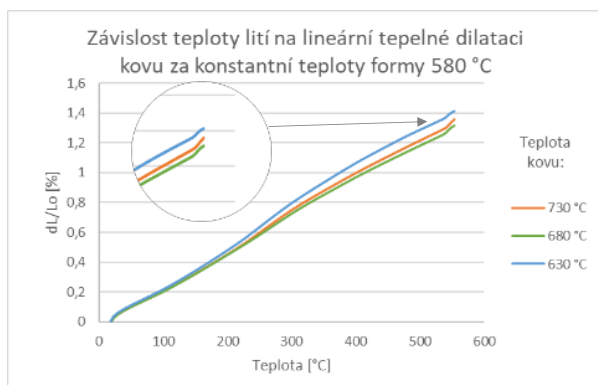
Z pohledu mikrostruktury je možné také srovnat jednotlivé vzorky lité za stejných teplot a podmínek, avšak do tyčí rozdílného průměru. Srovnání bylo provedeno na tyči s nejmenším průměrem 2 mm, s průměrem 6 mm a na tyči s největším průměrem 10 mm. Zde se potvrdil předpokládaný trend zvýšení jemnozrnnosti a snížení velikosti i počtu ředin a staženin při sníženém průměru tyče. Mikrostruktura nejužší tyče lité při nejnižších teplotách do formy s nižší teplotou 25 °C dosahovala rozměru SDAS = 10,32 μm a nejvyššího podílu eutektika 30,63 %, což byla ze všech odlitků nejvyšší dosažená hodnota. Lze tedy tvrdit, že nejvyšších mechanických hodnot by dosahovaly odlitky lité do úzkých průměrů se zajištěním rychlého ochlazení díky teplotě formy 25 °C. Při stejném průměru tyče ovšem lité za nejvyšší teploty lití 730 °C do formy přehřáté na teplotu 580 °C byl naměřen snížený podíl eutektika 12,48 % a zvýšené hodnoty SDAS 32,01 μm. U porovnání tyčí s nejširším průměrem 10 mm bylo dosaženo nejméně vhodných výsledků z hlediska předpokládaných nízkých mechanických vlastností. Při nejnižších teplotách lití i formy byl podíl eutektika 17,85 % a SDAS 42,42 μm. U lití s nejvyšší licí teplotou litých do přehřátých forem byly hodnoty srovnané se všemi měřeními nejméně vhodné pro použití materiálu. SDAS zde dosáhlo až 92,39 μm a podíl eutektika 11,52 %. Průměrné hodnoty změn parametrů, popsanych výše, jsou graficky zobrazeny v grafech na obrázcích *Obr. 13*, *Obr. 14*.



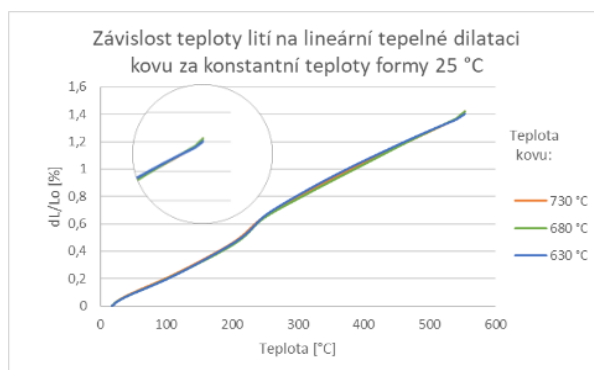
Obr. 13: Graf závislosti hodnoty SDAS na teplotě lití *Obr. 14: Graf závislosti podílu eutektické fáze Si na teplotě lití*

Lineární tepelná dilatace

V rámci vyhodnocení lineární tepelné dilatace můžeme pozorovat, že je spíše výhodnější využít vyšší teploty formy. Tím docílíme pomalejšího ochlazování a růstu dendritů způsobující vnitřní řediny nebo staženiny. Srovnání průběhu dilatace pro danou teplotu formy můžeme vidět v grafech na obrázcích *Obr. 15*, *Obr. 16*, přičemž konečná celková roztažnost vzorku v procentech měřená vždy za teploty 553 °C je srovnána v tabulce *Tab. 3*.



Obr. 15: Graf závislosti teploty lití na lineární tepelné dilataci kovu za konstantní teploty formy 580 °C



Obr. 16: Graf závislosti teploty lití na lineární tepelné dilataci kovu za konstantní teploty formy 25 °C

Tab. 3: Hodnoty lineární tepelné dilatace

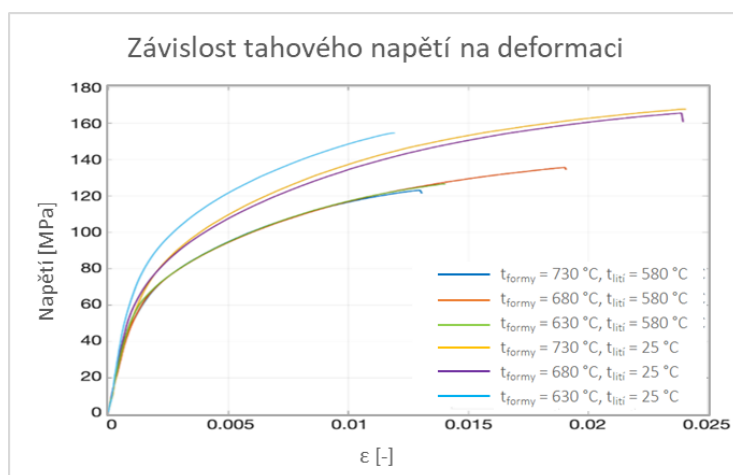
Pořadí dilatace (od nejnižší)	Teplota lití [°C]	Teplota formy [°C]	Hodnoty dilatace [%]
1.	680	580	1,315
2.	730	580	1,360
3.	630	25	1,403
4.	630	580	1,412
5.	680	25	1,421
6.	730	25	1,423

Z obecného předpokladu a dle praktických zkoušek provedených autory [8] by měly hodnoty lineární tepelné dilatace stoupat se zvyšující se teplotou formy neboli s nižší rychlostí ochlazování odlitku. Dle naměřených hodnot vidíme, že se tento jev nepotvrdil, což by mohlo být způsobeno několika faktory. Jedna z možností je množství a morfologie křemíkového eutektika, které může v některých případech ovlivnit lineární tepelnou dilataci a vést k jejímu zvýšení. Další možné vysvětlení nabízí rozdílné tepelné vlastnosti primární fáze hliníku a eutektika nebo jejich interakce. Rozdílné tepelné roztažnosti nebo odlišné chování jednotlivých fází může také vysvětlit zvýšení lineární tepelné roztažnosti. Z hlediska mikrostruktury je pak možné uvažovat, že chybějící objem kovu v oblasti ředin a staženin kladně napomáhá relaxovat dilataci jednotlivých zrn materiálu. Tím by mohlo dojít k převýšení negativního vlivu vzduchu zachyceného v těchto dutinách odlitku. Z hlediska jemnozrnnosti struktury se nabízí také vysvětlení, ukazující vliv množství jednotlivých zrn. Ve více jemnozrnné struktuře se nachází i více jednotlivých částic, přičemž každá za zvýšené teploty mikrodilatuje samostatně. Tyto jednotlivé mikrodilatace se v konečném výsledku sčítají a výsledná makrodilatace tak může převýšit dilataci struktury hrubozrnné. Zde jsou zrna větší a budou tedy i více dilatovat, ovšem jejich menší počet způsobí nižší celkovou lineární tepelnou dilataci.

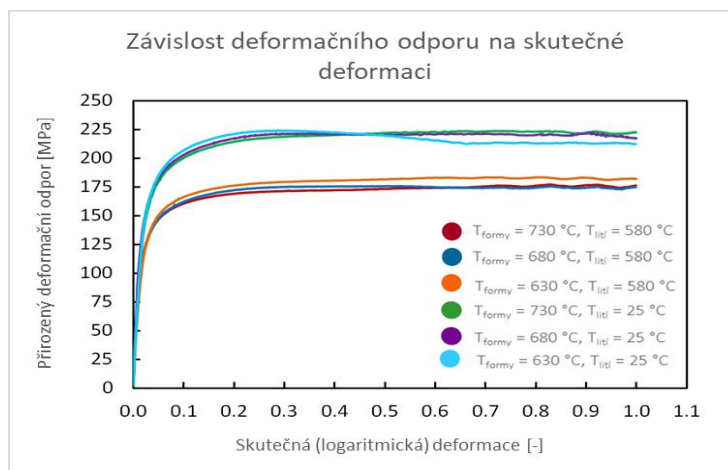
Mechanické vlastnosti – pevnost v tahu a tlaku

Zkoušky pevnosti v tahu potvrdily, že rychlejší ochlazení odlitků ve formách předeřátých na nižší teplotu vede k jemnozrnnější mikrostruktuře s menším počtem a velikostí staženin a ředin, což zlepšuje mechanické vlastnosti. Pevnost v tahu R_m u vzorků litých při teplotách 630 °C, 680 °C a 730 °C do forem o teplotě 25 °C dosahovala postupně 154 MPa, 165 MPa a 167 MPa. Naopak vzorky lité při stejných teplotách taveniny do forem předeřátých na 580 °C vykazovaly nižší pevnosti 127 MPa, 136 MPa a 123 MPa. Procentuální zvýšení pevnosti v tahu při snížení teploty formy tak činilo 17,5 %, 17,6 % a 26,8 %. Současně vzorky lité do forem o teplotě 25 °C vykazovaly vyšší hodnoty kontrakce – 3 %, 4 % a 5 %, zatímco u vzorků z forem předeřátých na 580 °C byly naměřeny nižší hodnoty – 2 %, 1 % a 1 %. Nejvyšší meze pevnosti v tahu bylo dosaženo u odlitku litého při teplotě taveniny 730 °C do formy o teplotě 25 °C. Průběh jednotlivých zkoušek, zachycující napětí a deformaci, je znázorněn v grafu na Obr. 17.

Výsledky zkoušek pevnosti v tlaku (viz Obr. 18) ukázaly, že vzorky lité do forem předeřátých na 580 °C kladly proti deformaci odpor pohybující se v rozmezí 170 – 180 MPa. Vzorky lité při stejných teplotách taveniny (630 °C, 680 °C, 730 °C) do forem o teplotě 25 °C dosahovaly vyššího odporu, přibližně 210 – 225 MPa. Průběh deformačního odporu byl u všech vzorků podobný – počáteční strmý nárůst díky intenzivnímu zpevňování postupně přešel do ustáleného plastického toku, kde se zpevňování a uzdravovací procesy dostaly do rovnováhy. Pouze u vzorku litého při nejnižší teplotě taveniny (630 °C) do formy o teplotě 25 °C bylo před ustálením toku pozorováno mírné snížení deformačního odporu, což může naznačovat nástup dynamické rekrytalizace. Celkové výsledky opět potvrdily, že nižší teplota formy a vyšší rychlost ochlazení vedou ke zjemnění struktury a vyšším pevnostem v tahu i tlaku.



Obr. 17: Graf závislosti tahového napětí na deformaci



Obr. 18: Graf závislosti deformačního odporu na skutečné deformaci

Konečné porovnání

Pro závěrečné srovnání jsou představeny vzorky reprezentující nejvyšší kvalitu v jednotlivých měřených oblastech. Optimální podmínky lití z hlediska lineární tepelné dilatace – teplota lití 680 °C a teplota formy 580 °C. V tomto případě je celková dilatace nejnižší, 1,32 %, je zde hrubozrnnější struktura, ale nenachází se zde velké množství ředin či staženin. Zabíhavost je zde vysoká, a to i u tyčí menších průměrů.

Z hlediska mikrostruktury je nejvýhodnější teplota lití 630 °C a teplota formy 25 °C. Dosažená mikrostruktura je nejvíce jemnozrnná, dilatace je vyšší – 1,40 % a zabíhavost je zde nejnižší. Nejmenší průměr tyče 2 mm má hodnotu zabíhavosti pod 10 %. Při odlévání složitých a tenkostěnných odlitků by takto nízká zabíhavost byla velký problém a s největší pravděpodobností by neumožnila odlití kvalitního a zdravého odlitku. Mechanické vlastnosti za těchto podmínek jsou velmi pozitivní, ovšem zabíhavost i lineární tepelná dilatace jsou zde nevhodující.

Nejvhodnějších podmínek odlévání pro získání nejvyšších hodnot zabíhavosti, celkový průměr až 97 %, bylo dosaženo za nejvyšších teplot lití – 730 °C a teploty formy 580 °C. Lineární tepelná dilatace byla druhá nejnižší s hodnotou 1,36 %. Mikrostruktura však byla velmi hrubozrnná a obsahovala množství ředin a staženin, což bylo způsobeno vysokou teplotou a nízkou rychlostí chladnutí.

ZÁVĚR

Úkolem výzkumu bylo popsat chování slitiny AlSi10Mg odlévané za různých podmínek lití a tuhnutí. Ze získaných výsledků zkoušek materiálu, jako byla zabíhavost, hodnocení mikrostruktur, lineární tepelná roztažnost za zvýšené teploty a pevnosti v tahu a tlaku, se daly určit nejvýhodnější podmínky lití. Snahou bylo najít podmínky pro získání kvalitního materiálu, u kterého je zajištěna dostatečná kvalita ve všech zkoumaných oblastech. Byly určeny nejvhodnější podmínky pro získání materiálu s vysokým procentem zabíhavosti, pro dosažení slitiny s nízkou lineární tepelnou dilatací a docílení velmi jemnozrnné struktury, a tím i vysokých pevnostních vlastností. Pro zmíněné vlastnosti materiálu by byly výhodnější nižší teploty formy (v naší studii 25 °C), při vysokých teplotách formy dochází ke snížení mechanických vlastností slitiny. Teplota lití by mohla zvýšit nízké procento zabíhavosti způsobené nízkou teplotou formy, tedy by bylo výhodnější volit mezi teplotou 680 °C nebo

730 °C. Zde se projeví nežádoucí zvýšená hodnota lineární tepelné dilatace, ovšem v celkovém měřítku se kompenzuje dosažením dobrých mechanických vlastností.

V našem experimentu byly použity extrémní teploty formy, 25 °C a 580 °C. Při změnách těchto teplot byly vidět velké rozdíly ve výsledcích měřených parametrů. Kvůli takto specifickým krajním parametrům se ukázaly možnosti použití pouze pro speciální případy. Pro všestrannější užití by bylo doporučeno použití teplot předeřátých forem na méně stupňů, než je 580 °C. Nedosáhlo by se tak velkých extrémů v měřených vlastnostech a materiál by mohl být využit v univerzálnějším rozsahu.

Poděkování

Tento výzkum byl podpořen projektem SP 2025/026 („Výzkum a aplikace netradičních zdrojů sekundárních surovin“) Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy.

LITERATURA

- [1] TRI ISWANTO, Priyo, Viktor MALAU a Akhyar AKHYAR. Impact of pouring temperature on the mechanical properties of Al5.9Cu1.9Mg alloy. *Archives of Materials Science and Engineering* [online]. 2022, 113(2), 49-55.
- [2] HAMPL, Jiří. *Metalurgie slévárenských slitin: studijní opora*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2014. ISBN 978-80-248-3585-3.
- [3] *Studijní materiály multimediálního charakteru pro předmět Slévárenství slitin neželezných kovů*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita, [2020].
- [4] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. Učební texty vysokých škol / Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. ISBN 80-214-2790-6.
- [5] LUO, Alan A., Anil K. SACHDEV a Diran APELIAN. Alloy development and process innovations for light metals casting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022, (Volume 306), 28. ISSN 0924-0136.
- [6] ZÝKA, Jiří. Influence of microstructure on mechanical properties of MAR-M-247 nickel superalloys. *Slévárenství*. 2016, LXIV (11-12), 414-420. ISSN 0037-6825. Dostupné také z: https://issuu.com/inasport/docs/slevarenstvi_rocnik_lxiv_2016_11_12
- [7] VANDERSLUIS, Eli a C. Ravi RAVINDRAN. Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2017, (6), 89-94.
- [8] RADKOVSKÝ, Filip, M. GAWRONOVÁ, N. VÁLKOVÁ, P. LICHÝ, I. KROUPOVÁ, V. MERTA a I. NGUENOVÁ. Determination of linear expansion of AlSi10Mg aluminium alloy depending on external conditions during solidification. *Heliyon*. 2022, 8, Issue 11. ISSN 2405-8440.

Tepelná vodivost slitiny AlSi10MnMg v závislosti na technologii odlévání a způsobu tepelného zpracování

Nováková, I.¹⁾, Jelínek, M.¹⁾, Švec, M.¹⁾

¹⁾ Katedra strojírenské technologie, Fakulta strojní, Technická univerzita v Liberci, Studentská 1402/2, 461 17 Liberec, iva.novakova@tul.cz

Abstrakt

V současné době rostou požadavky nejenom na mechanické vlastnosti, ale i tepelnou vodivost odlitků. V tomto příspěvku je sledován vliv technologie odlévání a tepelného zpracování na tepelnou difuzivitu, resp. tepelnou vodivost slitiny AlSi10MnMg. Tepelná difuzivita byla sledována v závislosti na teplotě v rozmezí 50-300 °C u materiálu odlévaného vysokotlakým litím (HPDC) a také odlévaného gravitačně do pískové (GSC) a kovové formy (GDC). V této studii byl dále sledován vliv teploty tepelného zpracování T5 (umělého stárnutí bez předchozího rozpouštěcího žíhání – HT200, HT300 a HT400) na tepelnou vodivost materiálu odlévaného různými technologiemi.

Experimenty potvrdily, že tepelná difuzivita, resp. tepelná vodivost slitiny je závislá na technologii odlévání. Čím pomalejší rychlost ochlazování odlitku, tím vyšší je hodnota tepelné vodivosti. U slitiny ve stavu po odlití se tepelná vodivost při teplotě 50 °C pohybuje v rozmezí cca 125 až 138 [W.m⁻¹.K⁻¹]. Bez ohledu na způsob odlévání vykazuje tepelná vodivost v závislosti na teplotě (50-300 °C) vzrůstající tendenci. Dále bylo prokázáno, že tepelné zpracování bez předchozího rozpouštěcího žíhání (HT200, HT300, HT400) má na tepelnou vodivost pozitivní vliv. Bez ohledu na způsob odlévání s rostoucí teplotou tepelného zpracování roste i tepelná vodivost. Výsledky dále ukázaly, že pokud je v průmyslové praxi u odlitků prováděno umělé vytvrzování za účelem zvýšení mechanických vlastností v rozmezí teplot 160-230 °C, má toto tepelné zpracování pozitivní vliv na tepelnou vodivost.

Klíčová slova: Slitiny hliníku; Tepelná difuzivita; Tepelná vodivost

ÚVOD

V průmyslové praxi jsou díly ze slitin hliníku určeny pro automobilový a elektrotechnický průmysl vyráběny zejména technologií vysokotlakého lití. S rozvojem elektromobility jsou na díly, jako např. skříň motoru, chladiče, skříň pro uložení baterií, tělesa měničů atd., kladeny požadavky nejenom na mechanické vlastnosti, ale i na jejich tepelnou vodivost. Požadavky průmyslu vedou k nutnosti studia tepelné vodivosti hliníkových slitin, které současně splňují požadavky na mechanické vlastnosti. K těmto slitinám patří i studovaná slitina AlSi10MnMg.

Struktura podeutektické slitiny na bázi Al-Si je tvořena tuhým roztokem $\alpha(\text{Al})$ a eutektikem ($\alpha(\text{Al})+\text{Si}$). Fázové složení ve slitinách na bázi Al-Si je závislé na přítomnosti a množství jednotlivých prvků [1].

Obsah cca 10 % Si dává slitině výbornou slévatelnost. Aby bylo ve struktuře ve stavu po odlití zajištěno rovnoměrné rozložení eutektika, slitina obsahuje Sr. Pevnostní vlastnosti a tažnost jsou u těchto slitin závislé na obsahu Mg. V litém stavu se ve slitině tvoří intermetalická fáze

Mg₂Si, která je distribuována ve formě eutektika AlSi-Mg₂Si. Toto eutektikum ve struktuře vytváří drobné kostrovité útvary. V litém stavu má Mg na pevnost jen malý vliv, ale snižuje tažnost. Pokud je slitina tepelně zpracována, pak s vyšším obsahem Mg se zvyšují i pevnostní vlastnosti. Tyto slitiny mají dále omezený obsah Fe, přestože Fe příznivě ovlivňuje nalepování taveniny na líc formy. Ve slitinách hliníku Fe již při malém obsahu vytváří řadu intermetalických fází, které snižují pevnostní vlastnosti a zejména tažnost. Nejméně příznivá je jehlicovitá fáze β -Al-Fe-Si (Al₅FeSi). Obecně je snahou nepříznivý účinek Fe eliminovat přidáním Mn. Obsah Mn by měl být roven cca polovině obsahu Fe. Literatura uvádí, že obsah Mn by neměl překročit 0,2 %, protože nepříznivě ovlivňuje tažnost. Výrobci slitin však na základě svých testů uvádí, že s ohledem na co nejvyšší tažnost by se měl obsah Mn pohybovat v rozmezí 0,5 - 0,8 %. Obsah Mn v uvedeném množství také příznivě ovlivňuje nalepování taveniny na líc formy. Ve struktuře slitiny potom vznikají částice α -AlFeMnSi (Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂), které mohou mít různé morfologie, od čínského písma až po mnohostěnné útvary [2, 3]. Autoři [4] uvádí, že kromě částic α -AlFeMnSi se ve struktuře vyskytuje i tetragonální δ -fáze (Al₄(FeMn)Si₂), která může obsahovat Mn v širokém rozmezí a je morfologicky nerozpoznatelná od jehlicovité fáze β -AlFeSi.

Problematické tepelné vodivosti hliníkových slitin se věnovala celá řada autorů. Parametrů, které tepelnou vodivost ovlivňují, je mnoho. Jedním z kritických parametrů ovlivňujících tepelnou vodivost slitin je teplota [5, 6].

Dalším je chemické složení slitiny a její struktura. Literatura uvádí, že čím slitiny Al-Si dosahují ve stavu po odlití vyšších pevnostních vlastností, tím nižší vykazují tepelnou vodivost [7, 8, 9]. Je tomu tak proto, že zpevňování se realizuje buď tvářením, kdy roste hustota dislokací, nebo legováním, kdy dochází ke zpevňování prostřednictvím tuhého roztoku nebo precipitací sekundárních fází. Jak zvýšená hustota dislokací, tak cizí částice v matici jsou zodpovědné za snížení tepelné vodivosti [5, 10].

Rozpustnosti legujících prvků v tuhém stavu jsou omezené. Když obsah legujícího prvku překročí jeho mez rozpustnosti v tuhém stavu, přebytek bude existovat ve formě vyprecipitovaných sekundárních fází [10, 12-14]. Legující prvky rozpuštěné v tuhém roztoku mají na snižování teplotní vodivosti větší vliv než vyprecipitované prvky. Z prvků rozpuštěných v tuhém roztoku má na tepelnou vodivost nejmenší vliv Zn, Cu, Mg, Si a největší Mn [11]. Ať už se legující prvky v hliníkových slitinách rozpouštějí v matici nebo existují jako sekundární fáze, brání pohybu dislokací, zlepšují mechanické vlastnosti a současně rozptylují elektrony a snižují tepelnou vodivost [5]. Vzhledem k tomu, že slitiny obsahují více legujících prvků, které spolu vzájemně interagují, nedokáže teorie vedení tepla kovy jejich vliv na vodivost kvantifikovat. Např. Si může ve slitině Al-Si existovat v tuhém roztoku a jako sekundární fáze. Tepelná vodivost slitin Al-Si je ovlivněna také typem eutektika, resp. jeho morfologií [15-17]. Modifikace eutektika pomocí stroncia a změna jeho morfologie od lamelární po vláknitou, ovlivňuje vodivost příznivě [18-20].

Dalším parametrem, který ovlivňuje tepelnou vodivost slitin, je technologie jejich odlévání. Metoda odlévání a její technologické parametry určují výslednou strukturu a porezitu odlitku [5, 21, 22]. Chen a kol. [23], kteří studovali tepelnou vodivost gravitačně lité slitiny Al-Si-Cu-Fe-Zn, uvedli, že vyšší tepelnou vodivost má gravitačně odlévaná slitina než tlakově lité. Ramirez a kol. [24], kteří se věnovali u slitiny A380 vlivu porezity, uvádí, že tepelná vodivost mírně klesá s rostoucí porezitou.

Tepelná vodivost odlitků je ovlivněna i tepelným zpracováním [25-28]. Lumley a kol. [29] prokázali, že dvoustupňově tepelně zpracované (T4, T6) slitiny Al-Si mají jemnější a kulovitější eutektické částice Si a vyšší tepelnou vodivost než slitiny ve stavu po odlití. Tyto procesy ovlivňují tepelnou vodivost hliníkových slitin změnou existujících stavů legujících prvků a morfologií sekundárních fází.

MATERIÁL A METODY

Tepelná vodivost byla sledována u slitiny AlSi10MgMn, jejíž chemické složení stanovené optickým spektrometrem Q4 TASMAN (Bruker Elemental GmbH, Německo) je v tab. 1.

Tab. 1: Chemické složení slitiny AlSi10MnMg

wt. %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn
	10.4	0.115	0.005	0.577	0.273	0.005	0.006	0.005
wt. %	Pb	Sn	Ti	Na	Sr	Zr	Sb	Al
	<0.003	<0.002	0.063	<0.0005	0.006	0.0027	<0.007	88.50

Vzorky pro měření tepelné vodivosti byly odebrány z odlitků vyrobených vysokotlakým litím (HPDC), které byly dodány průmyslovým partnerem. Jednalo se o strukturální díly vyrobené za vysokého vakua. Odlitky odlévané gravitačně do pískové (GSC) a kovové formy (GDC) byly vyrobeny v laboratoři katedry strojírenské technologie na TU v Liberci. Materiál byl přetaven, vyčištěn rafinační solí a odléván z teploty 720 °C. Gravitačním litím byl vyroben odlitek o průměru 16 mm a délky 100 mm.

Pro možnost studia vlivu tepelného zpracování (umělého stárnutí) bylo u vzorků dále provedeno vytvrzování při teplotě 200 °C, 300 °C a 400 °C (HT200, HT300 a HT400) bez předchozího rozpouštěcího žihání. Vzorky byly tepelně zpracovány v peci Elsklo MF3 (Elsklo, Desná v J. h., ČR). Výdrž na teplotě umělého stárnutí byla 1 h a následné chladnutí probíhalo na vzduchu.

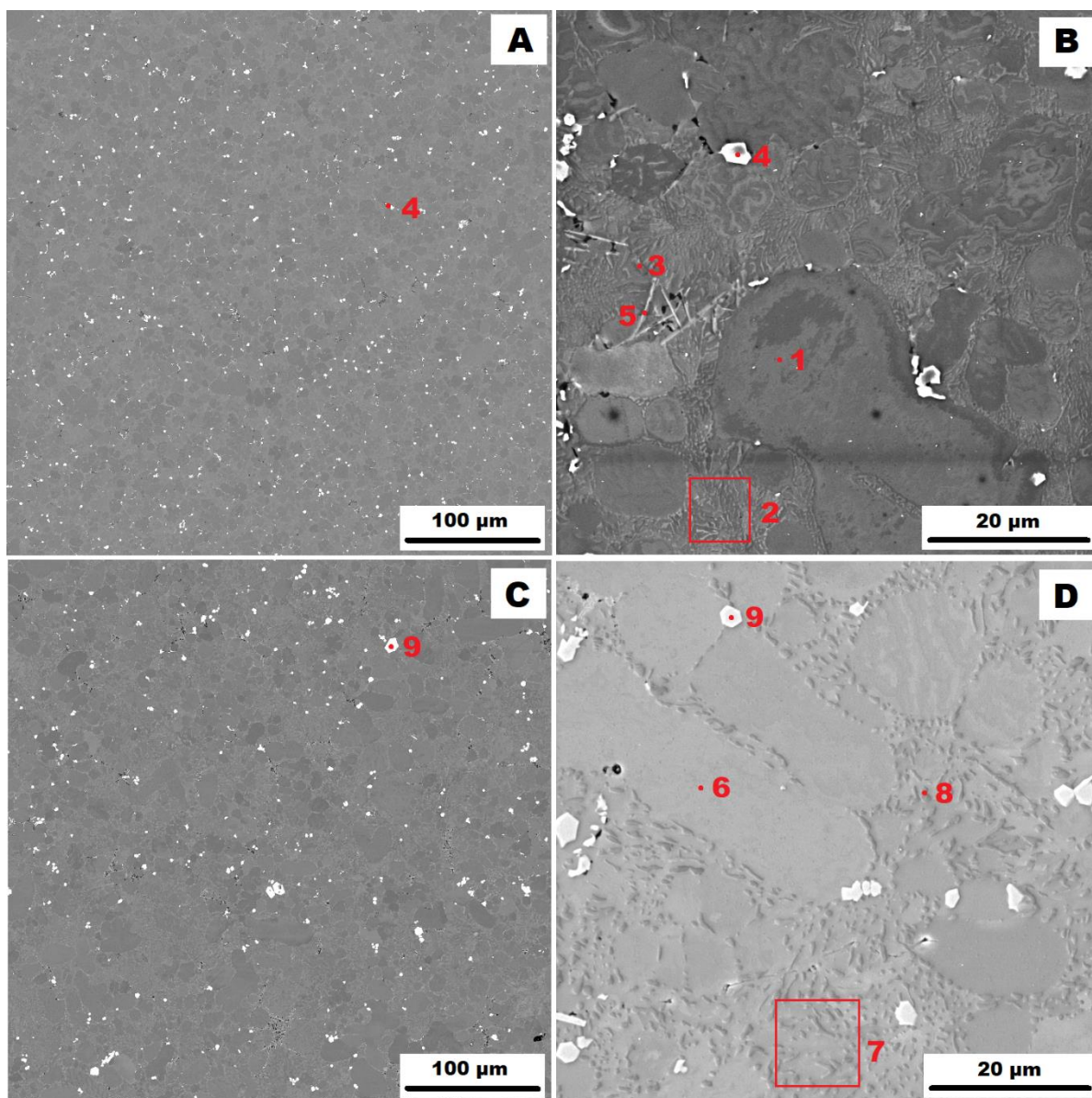
Teplotní difuzivita vzorků byla měřena na zařízení DLF 1600 (Discovery laser flash, TA instruments, New Castle, UK). Vzorky pro testování o průměru 12.68 mm a tloušťce 4 mm byly vyrobeny z odlitků obráběním. Vstupním parametrem pro měření difuzivity je teplotní závislost hustoty materiálu. Tato závislost byla stanovena výpočtem na základě součinitele teplotní roztažnosti naměřeného dilatometrem DIL 805L (TA instruments, New Castle, UK). Vzorky pro měření součinitele teplotní roztažnosti měly průměr 4 mm a délku 10 mm. Měrná tepelná kapacita byla měřena v průběhu měření teplotní difuzivity jednotlivých vzorků porovnáním s molybdenovým kalibrem. Tepelná vodivost λ pak byla stanovena výpočtem. Difuzivita byla sledována v závislosti na teplotě v rozsahu 50–300 °C v 50°C intervalech.

Mikrostruktura vzorků byla studována na elektronovém mikroskopu Tescan Mira 3 (Tescan Orsay Holding a.s., Brno, Česká republika) vybaveném energiově-disperzním detektorem (EDX) Oxford UltimMax65 (Oxford Instruments plc, Oxfordshire, Anglie) pro lokální chemickou analýzu.

EXPERIMENT

Podmínky ochlazování ovlivňují tvorbu a distribuci sekundárních fází. Struktura podeutektické slitiny na bázi Al-Si je tvořena tuhým roztokem $\alpha(\text{Al})$, eutektikem ($\alpha(\text{Al})+\text{Si}$) a dalšími sekundárními částicemi, které se liší v závislosti na přidaných ternárních/kvaternárních legurách. Na obr. 1 je ukázka struktury slitiny odlévané vysokotlakým litím do vakuované

formy (HPDC) – na obr. 1A a 1B ve stavu po odlití, obr. 1C a 1D ve stavu po tepelném zpracování při 400°C po dobu 1 hodiny (HT400).



Obr. 1: Struktura slitiny AlSi10MnMg odlité vysokotlakým litím (HPDC),
A – základní stav (HV 10kV, BSE), B – základní stav (HV 10kV, SE), C – stav po HT400 (HV 10kV, BSE), D – stav po HT400 (HV 10kV, SE);
1 a 6 - tuhý roztok α , 2 a 7-eutektikum, 3 a 8 -Si částice eutektika, 4 a 9- fáze α -AlFeMnSi ($Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$), 5- δ -fáze ($Al_4(Fe,Mn)Si_2$)

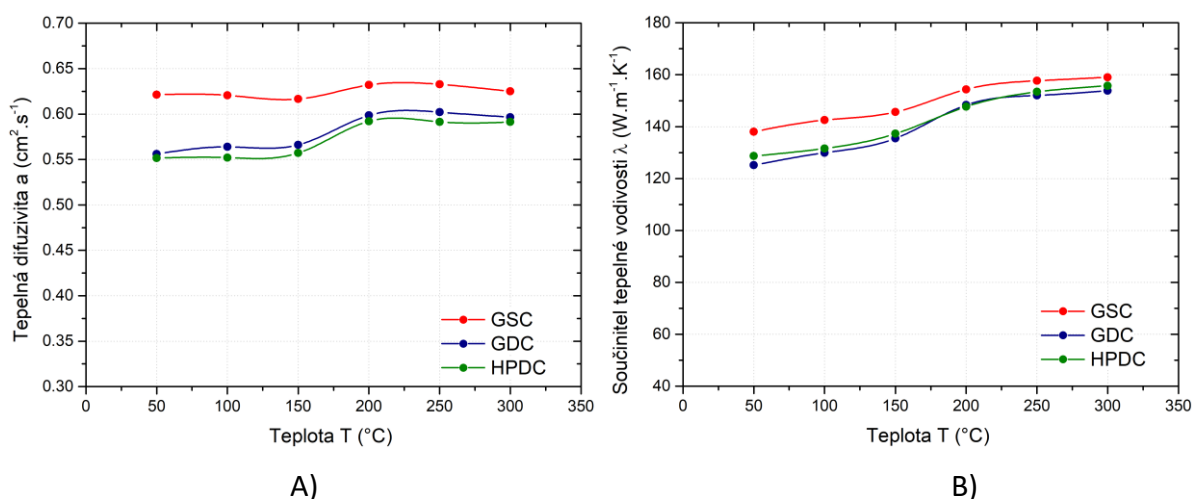
Vysoká rychlost odvodu tepla měla vliv na vznik jemného eutektika a rovněž na fázové složení, tvar a distribuci sekundárních částic. Z provedených EDX analýz vyplynulo, že v základním stavu se ve vzorku HPDC vyskytuje nepříznivá δ -fáze pouze velmi minoritně ve formě drobných jehliček (viz bod 5 na obr. 1). Po tepelném zpracování při 400 °C po dobu 1 hodiny (HT400) dokonce přítomnost δ -fáze nebyla prokázána. Precipitáty přítomné v matici ve stavu po odlití i po tepelném zpracování byly identifikovány jako α -AlFeMnSi, tj. $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ – body 4 a 9.

Ve slitině byly přítomny ve formě drobných zaoblených částic a jejich distribuce byla velmi pravidelná.

Na obr. 2A je uvedeno porovnání průměrné hodnoty tepelné difuzivity v závislosti na teplotě (50-300 °C) vzorků odlévaných gravitačním litím do pískové (GSC) a kovové formy (GDC) a vzorků vyrobených vysokotlakým litím (HPDC). Tepelná difuzivita slitiny AlSi10MnMg se při teplotě okolí pohybuje dle způsobu odlévání v rozmezí cca 0.55 až 0.62 cm².s⁻¹. Z výsledků je patrné, že tepelná difuzivita je nejvyšší u vzorků GSC. Nižší hodnoty tepelné difuzivity vykazují vzorky odlévané GDC. To je způsobeno rozdílnou strukturou slitiny v závislosti na způsobu odlévání (přesycenost tuhého roztoku, velikost, tvar a distribuce sekundárních částic). Rozdíly tepelné difuzivity vzorků odlévaných HPDC a GDC jsou z praktického hlediska zanedbatelné.

Tepelná difuzivita v závislosti na teplotě (50, 100, 150, 200, 250 a 300 °C) vykazuje u všech vzorků bez ohledu na způsob odlévání mírný růst, ke skokové změně dochází v rozmezí teplot 150-200 °C.

Při 50 °C je teplotní difuzivita vzorků GSC o cca 12 % vyšší než vzorků HPDC, s rostoucí teplotou se rozdíl snižuje, při teplotě 300 °C už činí jen cca 5 %.

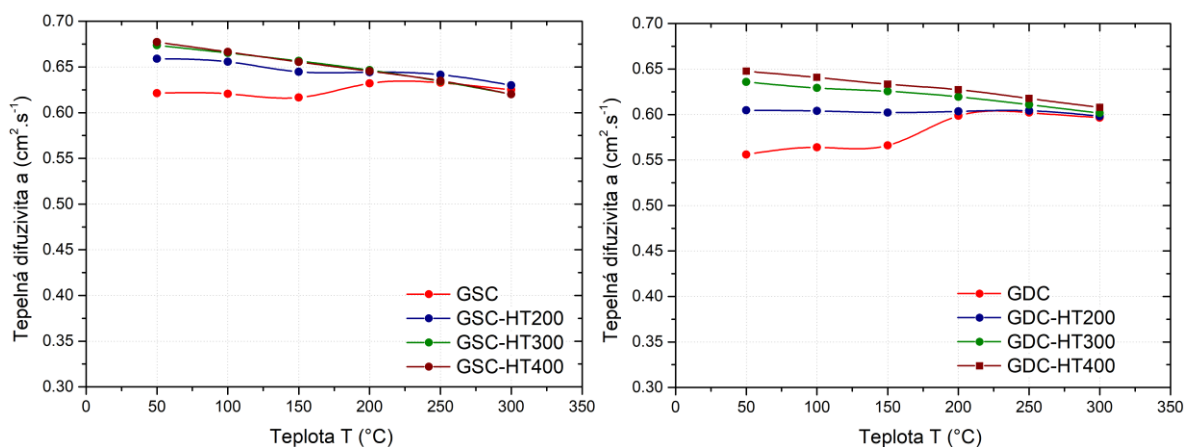


Obr. 2: Teplotní závislost průměrné hodnoty tepelné difuzivity (A) a součinitele tepelné vodivosti (B) vzorků odlévaných GSC, GDC a HPDC

Vliv tepelného zpracování na teplotní závislost průměrné hodnoty tepelné difuzivity vzorků GSC ukazuje obr. 3A, vzorků odlévaných GDC obr. 3B a HPDC obr. 4A. Jak je z těchto obrázků patrné, průběhy teplotní závislosti tepelné difuzivity vzorků připravených různými technologiemi odlévání a tepelně zpracovaných při teplotě 200, 300 a 400 °C (HT200, HT300 a HT400) vykazují stejné trendy. U všech vzorků (GSC, GDC a HPDC) vede tepelné zpracování HT200, HT300 a HT400 k výraznému zvýšení tepelné difuzivity v rozmezí 50-200 °C. Teplotní závislost tepelné difuzivity také po tepelném zpracování při teplotě 200 °C a vyšší nevykazuje skokovou změnu. V průmyslové praxi je u této slitiny doporučována teplota umělého stárnutí dle požadovaných mechanických vlastností v rozmezí 160-230 °C.

Vzorky GSC a GDC vykazují obdobné průběhy teplotní závislosti tepelné difuzivity. Umělé stárnutí HT200 vedlo u vzorků GSC ke zvýšení tepelné difuzivity při 50 °C o cca 6 % a GDC o cca 8 %. Se zvyšující se teplotou nárůst tepelné difuzivity klesá a v teplotní rozsahu 200-300 °C vykazuje téměř shodnou hodnotu jako vzorek ve stavu po odlití.

Tepelné zpracování HT300, resp. HT400 vede v porovnání se stavem po odlití u vzorků GSC při teplotě 50 °C ke zvýšení difuzivity o cca 8 %, s rostoucí teplotou dochází k jejímu poklesu a při teplotě 300 °C dosáhne hodnot vzorků po odlití. U vzorků odlévaných GDC vedlo tepelné zpracování HT300, resp. HT400 při teplotě 50 °C ke zvýšení difuzivity o cca 14 %, resp. 16 %.



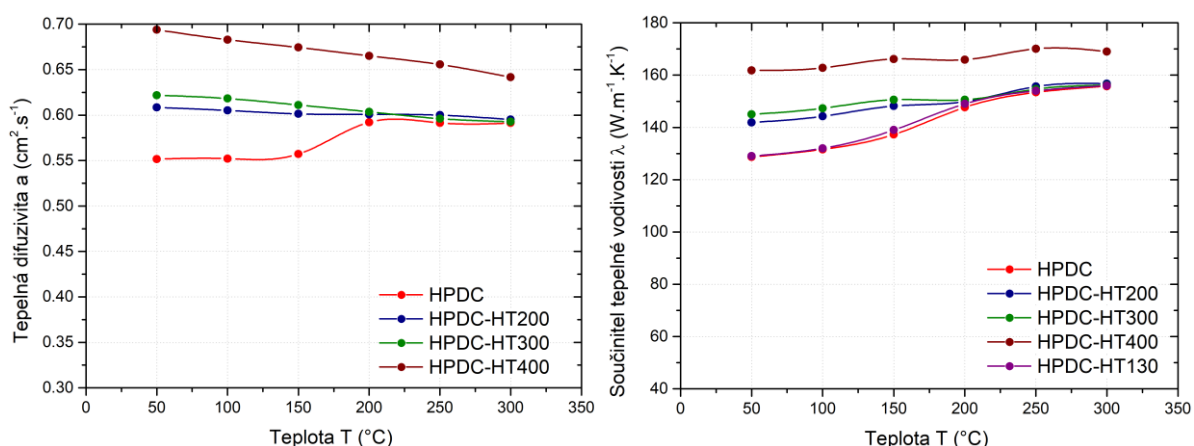
A)

B)

Obr. 3: Průměrné hodnoty tepelné difuzivity vzorků odlévaných GSC (A), GDC (B) a tepelně zpracovaných HT200, HT300 HT400

U HPDC vzorků, viz obr. 4A, vykazuje difuzivita v závislosti na teplotě obdobný trend. Po tepelném zpracování HT200, resp. HT300 došlo ve srovnání se stavem po odlití ke zvýšení tepelné difuzivity při teplotě 50 °C o cca 10 %, resp. 12 %. S rostoucí teplotou hodnota difuzivity klesá a při teplotě 300 °C dosahuje hodnoty stavu po odlití. U tepelného zpracování HT400 hodnota tepelné difuzivity vzrostla při 50 °C až o cca 25 %.

Na základě experimentálně stanovených hodnot tepelné difuzivity byly výpočtem stanoveny hodnoty součinitele tepelné vodivosti λ . V literatuře [3] je uváděna hodnota tepelné vodivosti čistého hliníku 237 [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]. Legující prvky tuto hodnotu snižují, ať už jsou rozpuštěny v tuhém roztoku nebo vyloučeny jako sekundární fáze [3, 5]. U slitiny AlSi10MnMg byla zjištěna hodnota tepelné vodivosti při teplotě 50 °C v rozmezí 125 až 138 [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$] v závislosti na způsobu odlévání, viz obr.2B.



A)

B)

Obr. 4: Teplotní závislost průměrné hodnoty tepelné difuzivity (A) a součinitele tepelné vodivosti (B) vzorků HPDC a tepelně zpracovaných HT200, HT300 a HT400

Z porovnání teplotních závislostí tepelné vodivosti jednotlivých vzorků GSC, GDC a HPDC, viz obr. 2B, je zřejmé, že s rostoucí teplotou tepelná vodivost mírně vzrůstá, ke skokové změně dochází v rozmezí 150-200 °C. V souladu s výsledky [8], nejvyšší hodnoty tepelné vodivosti byly zjištěny u vzorků GSC. Tepelná vodivost vzorků GSC při teplotě 50 °C činila cca 138 [W.m⁻¹.K⁻¹], při teplotě 300 °C tato hodnota vzrostla na 159 [W.m⁻¹.K⁻¹]. U vzorků HPDC byla při teplotě 50 °C tepelná vodivost 128 [W.m⁻¹.K⁻¹], při 300 °C potom cca 155 [W.m⁻¹.K⁻¹]. Tepelná vodivost vzorků odlévaných GDC byla srovnatelná s vodivostí HPDC vzorků. Rozdíly tepelné vodivosti vzorků odlévaných GSC a HPDC jsou způsobeny rozdíly v množství rozpuštěných legujících prvků v tuhém roztoku, jemnozrnností eutektika a rozdílným uspořádáním sekundárních fází ve struktuře jednotlivých vzorků. K podobným závěrům dospěli také autoři [3, 5 a 6].

Skokový nárůst tepelné vodivosti v rozmezí teplot 150-200 °C lze u vytvrditelných slitin na bázi Al-Si vysvětlit změnou struktury způsobenou precipitací intermetalických fází. Dle autorů [3] mají legující prvky rozpuštěné v tuhém roztoku větší negativní vliv na tepelnou vodivost než jemně vyloučené precipitáty. Na obr. 4B jsou graficky zpracované hodnoty tepelné vodivosti vzorků odlévaných HPDC ve stavu po odlití a po tepelném zpracování (HT130, HT200, HT300 a HT400) v závislosti na teplotě. Z něho je patrné, že nižší teploty tepelného zpracování, než uvedený rozsah 150-200 °C, neovlivňují precipitaci sekundárních fází, a tedy ani tepelnou vodivost.

Pro přehlednost jsou v tab. 2 uvedeny hodnoty tepelné vodivosti vzorků vyrobených jednotlivými technologiemi (GSC, GDC a HPDC) při teplotě 50 a 300 °C a dále hodnoty po tepelném zpracování (HT200, HT300 a HT400).

Tab. 2: Průměrné hodnoty tepelné vodivosti jednotlivých vzorků

Vzorky	Stav po odlití		HT200		HT300		HT400	
	50 °C	300 °C	50 °C	300 °C	50 °C	300 °C	50 °C	300 °C
	Součinitel tepelné vodivosti λ [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]							
GSC	138±0.4	159±0.8	146±1.0	160±1.0	150±1.6	158±1.7	150±0.4	158±0.9
GDC	125±0.7	154±0.7	136±1.0	154±0.8	143±0.6	155±0.8	150±1.8	157±1.5
HPDC	129±1.0	156±1.9	142±0.8	157±0.5	145±0.9	156±0.6	162±0.9	169±0.4

Z výsledků experimentů je patrné, že bez ohledu na způsob odlévání, může umělé stárnutí bez předchozího rozpouštěcího žíhání příznivě ovlivnit tepelnou difuzivitu, resp. tepelnou vodivost materiálu. V průmyslové praxi je za účelem zvýšení mechanických vlastností pro slitinu AlSi10MnMg doporučena teplota umělého stárnutí cca 160 ° - 230 °C, vyšší teploty vedou k přestárnutí, a tedy snížení mechanických vlastností. Lze tedy předpokládat, že doporučené teploty precipitačního vytvrzování za účelem zvýšení mechanických vlastností mají příznivý vliv i na tepelnou vodivost.

U vzorků GSC zvyšuje umělé stárnutí HT200 tepelnou vodivost při teplotě 50 °C o cca 6 %. Vyšší teploty tepelného zpracování (HT300, HT400 °C) vedou sice díky zjemnění eutektického křemíku k mírnému nárůstu vodivosti, lze však předpokládat, že by strukturní změny vedly ve srovnání s umělým stárnutím HT200 k výraznému snížení mechanických vlastností.

U vzorků s vyšší rychlostí ochlazování (GDC a HPDC) je nárůst vodivosti po tepelném zpracování dán zejména snížením obsahu legujících prvků v tuhém roztoku. Dále zjemněním eutektika a rovnoměrnější distribucí sekundárních fází vzniklých rozpadem přesyceného tuhého roztoku. Tlakově lité vzorky (HPDC) mají nejnižší hodnotu tepelné vodivosti po odlití a tepelné zpracování má na jejich tepelnou vodivost největší vliv, viz tab. 2.

ZÁVĚR

Príspevek se venuje vlivu technologie odlévání (GSC, GDC a HPDC) a následného tepelného zpracování na tepelnou vodivost slitiny AlSi10MnMg. Tepelná vodivost byla sledována v závislosti na teplotě v rozsahu 50–300 °C v 50°C intervalech. Na základě provedených experimentů lze vyvodit následující závěry:

Tepelná difuzivita, resp. tepelná vodivost slitiny je ovlivněna technologií odlévání. Čím pomalejší je rychlost ochlazování odlitku, tím vyšší je hodnota tepelné vodivosti. Tepelná vodivost slitiny ve stavu po odlití se při teplotě 50 °C pohybuje v rozmezí cca 125 až 138 [W.m⁻¹.K⁻¹]. Bez ohledu na způsob odlévání vykazuje tepelná vodivost v závislosti na teplotě (50-300 °C) vzrůstající tendenci. Skokový nárůst v rozmezí teplot 150-200 °C je způsoben precipitací intermetalických fází z tuhého roztoku. Nejvýrazněji se projevuje u vysokotlakého lití (HPDC), kde vzhledem k rychlosti ochlazování vzniká nejvíce přesycený tuhý roztok.

Na tepelnou vodivost má vliv i tepelné zpracování (HT200, HT300, HT400) bez předchozího rozpouštěcího žhání. Bez ohledu na způsob odlévání s rostoucí teplotou tepelného zpracování roste i tepelná vodivost. Nejvyšší nárůst tepelné vodivosti vykazuje slitina připravena vysokotlakým litím (HPDC).

V průmyslové praxi prováděné umělé vytvrzování za účelem zvýšení mechanických vlastností v rozmezí teplot 160-230 °C vede ke zvýšení tepelné vodivosti.

Poděkování

Príspevek vznikl v rámci Institucionální podpory poskytované MŠMT ČR.

LITERATURA

- [1] BISWAS, P. et al. Effect of Mn Addition on the Mechanical Properties of Al–12.6 Si Alloy: Role of Al₁₅(MnFe)₃Si₂ Intermetallic and Microstructure Modification. *Metals and Materials International*, 2021, 27: 1713-1727.
- [2] MRÓWKA-NOWOTNIK, G., J. SIENIAWSKI, M. WIERZBIŃSKI. Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy, *Archives of Materials Science and Engineering*, 28 (2) (2007) p. 69-76. <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0263>.
- [3] GAN, J.Q. et al. The Effect of Fe Content on the Solidification Pathway, Microstructure and Thermal Conductivity of Hypoeutectic Al–Si Alloys. *Int. J. Met.* 2022, 16, 178–190.
- [4] RADETIĆ T. et al. Identification of Fe-bearing phases in the as-cast microstructure of AA6026 alloy and their evolution during homogenization treatment. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 2023, 59.2: 327-338.
- [5] ZHANG, A., LI, Y. Thermal conductivity of aluminum alloys—A review. *Materials*, 2023, 16.8: 2972.
- [6] MADELUNG, O., KLEMENS, P.G. *Thermal Conductivity of Pure Metals and Alloys*; Springer: Berlin, Germany, 1991.
- [7] DAVIS, J.R. *Aluminum and Aluminum Alloys*; ASM international: Materials Park, OH, USA, 2001.

- [8] VANDERSLUIS, E. et al. Factors Influencing Thermal Conductivity and Mechanical Properties in 319 Al Alloy Cylinder Heads. *Materials Science and Engineering. A* 2015, 648, 401–411.
- [9] CHEN, J.K. et al. Thermal and Electrical Conductivity in Al–Si/Cu/Fe/Mg Binary and Ternary Al. Alloys *Journal of Materials Science*, 2015, 50, 5630–5639.
- [10] KIM, C.W. et al. Effect of Alloying Elements on the Thermal Conductivity and Casting Characteristics of Aluminum Alloys in High Pressure Die Casting. *Korean J. Met. Mater.* 2018, 56, 805–812.
- [11] GAN, J. et al. Effect of Sr modification on microstructure and thermal conductivity of hypoeutectic Al–Si alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30.11: 2879–2890.
- [12] CHOI, S.W., CHO, H.S., KUMAI, S. Effect of the Precipitation of Secondary Phases on the Thermal Diffusivity and Thermal Conductivity of Al-4.5Cu Alloy. *J. Alloys Compd.* 2016, 688, 897–902
- [13] ZHOU, Y.L. et al. Elucidating Thermal Conductivity Mechanism of Al-9Si Based Alloys with Trace Transition Elements (Mn, Cr, V). *J. Alloys Compd.* 2022, 907, 164446.
- [14] CHOI, S.W.; KIM, Y.M.; KIM, Y.C. Influence of Precipitation on Thermal Diffusivity of Al-6Si-0.4Mg-0.9Cu-(Ti) Alloys. *J. Alloys Compd.* 2019, 775, 132–137.
- [15] LUO, G. et al. Quantitative Study on the Interaction Between Silicon Content and Heat Treatment on Thermal Conductivity of Al-Si Binary Alloys. *Int. J. Met.* 2022, 16, 1585–1594.
- [16] ZHANG, X. et al. Effects of Si and Sr Elements on Solidification Microstructure and Thermal Conductivity of Al–Si-Based Alloys. *J. Mater. Sci.* 2022, 57, 6428–6444.
- [17] WENG, W.P. et al. Influence of Silicon Phase Particles on the Thermal Conductivity of Al-Si Alloys. In *Light Metals 2019*; Springer: Cham, Switzerland, 2019; pp. 193–198
- [18] ZHANG, A.L., LI, Y.X. Effect of Alloying Elements on Thermal Conductivity of Aluminum. *J. Mater. Res.* 2023, 1–10.
- [19] WEN, C. et al. Comparative Study on Relationship Between Modification of Si Phase and Thermal Conductivity of Al–7Si Alloy Modified by Sr/RE/B/Sb Elements. *Int. J. Met.* 2020, 15, 194–205.
- [20] WANG, K. et al. Simultaneous Improvement of Thermal Conductivity and Strength for Commercial A356 Alloy Using Strontium Modification Process. *Met. Mater. Int.* 2021, 27, 4742–4756.
- [21] BUTLER, C. et al. Effects of Processing Parameters and Heat Treatment on Thermal Conductivity of Additively Manufactured AlSi10Mg by Selective Laser Melting. *Materials Characterization*, 2021, 173: 110945.
- [22] KIM, M.S. Effects of Processing Parameters of Selective Laser Melting Process on Thermal Conductivity of AlSi10Mg Alloy. *Materials* 2021, 14, 2410.
- [23] CHEN, J.K. et al. Effects of Casting and Heat Treatment Processes on the Thermal Conductivity of an Al-Si-Cu-Fe-Zn Alloy. *Int. J. Heat Mass Transf.* 2017, 105, 189–195.

- [24] RAMIREZ, A. M., et al. Effects of porosity on the thermal properties of a 380-aluminum alloy. *Journal of Materials Research*, 1999, 14.10: 3901-3906. DOI:10.1557/JMR.1999.0528
- [25] ZHANG, C. et al. Microstructure and Thermal Conductivity of the As-Cast and Annealed Al–Cu–Mg–Si Alloys in the Temperature Range from 25 _C to 400 _C. *Int. J. Thermophys.* 2015, 36, 2869–2880.
- [26] LI, K. et al. Microstructure Evolution of Eutectic Si in Al-7Si Binary Alloy by Heat Treatment and Its Effect on Enhancing Thermal Conductivity. *J. Mater. Res. Technol.* 2020, 9, 8780–8786.
- [27] KIM, Y.M. et al. Increasing the Thermal Diffusivity of Al–Si–Mg Alloys by Heat Treatment. *J. Therm. Anal. Calorim.* 2022, 147, 2139–2146.
- [28] RAUTA, V., CINGI, C., ORKAS, J. Effect of Annealing and Metallurgical Treatments on Thermal Conductivity of Aluminium Alloys. *Int. J. Met.* 2016, 10, 157–171.
- [29] LUMLEY, R.N. et al. The Role of Alloy Composition and T7 Heat Treatment in Enhancing Thermal Conductivity of Aluminum High Pressure Diecastings. *Metall. Mater. Trans. A* 2013, 44, 1074–1086.

Vplyv spôsobu tavenia ťažkotaviteľného legujúceho prvku Zr na vlastnosti hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg

Sýkorová, M. ¹⁾

¹⁾ Žilinská univerzita v Žiline, Strojnícka fakulta, Katedra technologického inžinierstva, Univerzitná 1, 01026 Žilina. Slovenská republika, martina.sykorova@fstroj.uniza.sk

Abstrakt

Článok sa zaoberá vplyvom spôsobu tavenia legujúceho prvku Zr na vybrané vlastnosti a mikroštruktúru podeutektickej hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg. Zr pridávané do taveniny vo forme predzliatiny AlZr20 bolo tavené dvoma spôsobmi v elektrickej odporovej peci spolu s taveninou a separátne v elektrickej indukčnej peci. Výsledky preukázali, že prídavok Zr viedol k zvýšeniu pórovitosti a miery naplynienia experimentálnych zliatin. Zvýšenie miery naplynienia negatívne ovplyvnilo výsledné mechanické a fyzikálne vlastnosti experimentálnych zliatin s prídavkom Zr. Na základe zosumarizovaných výsledkov bolo preukázané, že zmena spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20 (separátne tavenie predzliatiny v elektrickej indukčnej peci) viedla k pozitívnemu zvýšeniu vybraných vlastností hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg.

Kľúčové slová: zirkónium, tepelné spracovanie, elektrická odporová pec, elektrická indukčná pec.

Abstract

The article examines the effect of the melting method of the alloying element Zr on selected properties and the microstructure of a hypoeutectic aluminum alloy AlSi5Cu2Mg. Zr, added to the melt in the form of the master alloy AlZr20, was melted using methods: in an electric resistance furnace together with the melt and separately in an electric induction furnace. The results showed that the addition of Zr led to an increase in both porosity and the area fraction of porosity of the experimental alloys. The increase in the area fraction of porosity negatively affected the resulting mechanical and physical properties of the experimental alloys with the Zr addition. Based on the summarized results, it was demonstrated that changing the melting method of the AlZr20 master alloy (separate melting in an electric induction furnace) led to an improvement in the selected properties of the aluminum alloy AlSi5Cu2Mg.

Keywords: zirconium, heat treatment, electric resistance furnace, electric induction furnace.

ÚVOD

Predpis chemického zloženia hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg stanovený výrobcom limituje obsah Ti, čo obmedzuje použitie štandardných očkovačiek typu Al-Ti a Al-Ti-B [1]. Z tohto hľadiska je nutné aplikovať alternatívne očkovačlá. Zirkónium nachádza v zlievarenstve uplatnenie ako legujúci prvok/očkovačlo hliníkových zliatin [2]. Očkujúci účinok Zr je charakterizovaný vytváraním intermetalických fáz bohatých na Zr, ktoré pôsobia ako potenciálne nukleačné zárodky pre α -(Al) fázu [1,3]. Použitie Zr ako legujúceho prvku/očkovačla je však z hľadiska rozpúšťania predzliatin na báze Zr problematické [4].

Predzliatiny na báze Zr sú zaradené medzi ťažkotaviteľné predzliatiny. Tavenie predzliatin na báze Zr v elektrickej odporovej peci spolu so vsádzkou vedie k zvýšeniu teploty tavenia a doby výdrže na danej teplote s cieľom zabezpečiť ich úplne rozpustenie. Tieto metalurgické zmeny v procese prípravy taveniny vedú k zhoršeniu výsledných mechanických a fyzikálnych vlastností hliníkových zliatin v dôsledku negatívneho zvýšenia pórovitosti. Jedným zo spôsobov, ako efektívne roztaviť predzliatiny na báze Zr, je použitie indukčného ohrevu. Indukčné tavenie vedie k vzniku indukovaných striedavých prúdov vo vsádzke. V dôsledku vzniku indukovaných striedavých prúdov sa vsádzka rýchlo nataví. Pri tavení dochádza pôsobením vírivých prúdov k elektrodynamickému premiešavaniu roztavenej predzliatiny, čím sa dosiahne rovnomerné chemické zloženie. Indukčné tavenie ťažkotaviteľných predzliatin oddelene od vsádzky by potenciálne mohlo viesť k pozitívnemu zlepšeniu mechanických a fyzikálnych vlastností hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg.

Článok analyzuje vplyv spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20 na mieru naplynienia, plošný podiel pórovitosti, vybrané mechanické a fyzikálne vlastnosti a mikroštruktúru hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg. V rámci experimentálnej práce boli predzliatiny tavené dvoma rôznymi technológiami, v elektrickej odporovej a elektrickej indukčnej peci, s cieľom charakterizovať vplyv zmeny metalurgického spôsobu prípravy taveniny na vlastnosti podeutektickej hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg.

METODIKA A REALIZÁCIA EXPERIMENTOV

Experimentálne práce boli vykonané v zlievarenskom laboratóriu Katedry technologického inžinierstva Žilinskej univerzity v Žiline. Na experimentálne účely bola zvolená podeutektická hliníková zliatina AlSi5Cu2Mg. Chemické zloženie hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg je uvedené v Tab. 1.

Tab. 2: Chemické zloženie zliatiny AlSi5Cu2Mg [hm. %]

Si	Cu	Mg	Sr	Mo	Ti	Fe	Al.
5,49	1,92	0,29	0,001	0,0006	0,013	0,19	Zvyšok

Zr vo forme predzliatiny AlZr20 bolo vnášané do taveniny pri teplote $770\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Koncentrácia 0,20 hm. % Zr bola zvolená na základe literárneho prieskumu a predchádzajúceho výskumu [5]. Predzliatina AlZr20 bola tavená 2 rôznymi spôsobmi. Prvý spôsob spočíval v pridaní predzliatiny do vsádzky roztavenej v elektrickej odporovej peci (OP) pri teplote tavenia. Experimentálna zliatina bola v tomto prípade označená nasledovne Zr-OP. Druhý spôsob pozostával z roztavenia predzliatiny v elektrickej indukčnej peci (IP) a následnom vnášaní roztavenej predzliatiny do taveniny. V druhom prípade bola experimentálna zliatina označená Zr-IP. Experimentálne vzorky boli odlievané technológiou gravitačného odlievania v otvorenej atmosfére do kovovej formy. Teplota odlievania bola stanovená na $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Chemické zloženie experimentálnych zliatin je uvedené v Tab. 2.

Tab. 2: Chemické zloženie experimentálnych zliatin [hm. %]

	Si	Cu	Mg	Zr	Sr	Mo	Fe	Al
Zr-OP	5,40	1,85	0,29	0,19	0,0008	0,0007	0,18	Zvyšok
Zr-IP	5,60	1,88	0,28	0,18	0,0009	0,0006	0,19	Zvyšok

Pre každý experimentálny variant bola vyhotovená sada 10 skúšobných vzoriek. Polovica vzoriek bola použitá na hodnotenie vybraných vlastností v liatom stave a druhá polovica experimentálnych vzoriek bola podrobená tepelnému spracovaniu precipitačným vytvrdzovaním T6. Tepelný režim T6 pozostával z troch etáp:

- rozpúšťacieho žihania ($520\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C} / 5,5\text{ h}$),
- rýchleho ochladzovania (ochladzovacie médium - voda $70\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$),
- precipitačného vytvrdzovania ($240\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C} / 5\text{ h}$).

Miera naplynienia experimentálnych zliatin resp. stupeň rozpustnosti vodíka v tavenine sa hodnotí nepriamo, prostredníctvom stanovenia indexu hustoty DI. Index hustoty DI experimentálnych zliatin bol hodnotený metódou porovnávania hustoty dvoch totožných vzoriek, ktoré tuhli pri rôznych podmienkach. Prvá vzorka tuhla za pôsobenia atmosférického tlaku. Druhá vzorka tuhla vo vákuovej komore za stanoveného podtlaku 80 mbar po dobu 4 minút. Index hustoty DI experimentálnych zliatin bol následne stanovený metódou dvojitého váženia, ktorá spočíva v meraní hmotnosti vzorky na vzduchu a vzorky ponorenej do kvapaliny. Na základe porovnávania stanovených hmotností bola vypočítaná hustota experimentálnej zliatiny tuhnúcej voľne pri atmosférickom tlaku a vo vákuu. Vypočítané hustoty experimentálnej zliatiny boli následne dosadené do empirického vzorca pre výpočet indexu hustoty (DI), ktorý má tvar (1):

$$DI = \frac{\rho_{atm} - \rho_{vak}}{\rho_{atm}} \cdot 100 [\%] \quad (3)$$

kde: ρ_{atm} = hustota vzorky tuhnúcej voľne za pôsobenia atmosférického tlaku [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$], ρ_{vak} = hustota vzorky tuhnúcej vo vákuu [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$].

Mechanické vlastnosti experimentálnych zliatin boli určené statickou skúškou ťahom. Skúška ťahom bola vykonaná univerzálnym ťahacím zariadením Inspekt desk 50 kN podľa normy EN ISO 6892-1. Tvrdosť experimentálnych zliatin bola stanovená skúškou tvrdosti podľa Brinella podľa normy STN EN ISO 6506-1. Metodika stanovenia tepelnej vodivosti experimentálnych vzoriek bola založená na hodnotení konduktivity experimentálnych vzoriek prostredníctvom meracieho zariadenia Sigma Check 2. Výpočet tepelnej vodivosti (λ) experimentálnych vzoriek bol uskutočnený dosadením hodnôt elektrickej vodivosti (σ) do empirického vzorca (1):

$$\lambda = 4,29 \cdot \sigma - 13,321 [\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}] \quad (1)$$

Mikroštruktúra experimentálnych zliatin bola hodnotená optickým mikroskopom Neophot 2.

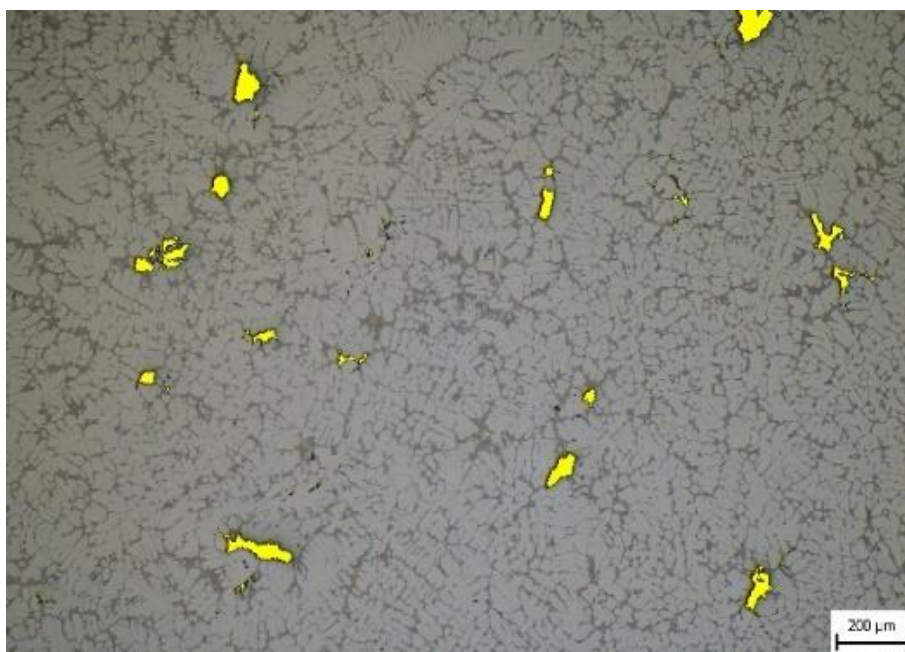
Hodnotenie miery naplynienia

Hodnoty indexu hustoty experimentálnych zliatin sú uvedené v Tab. 3. Experimentálnou zliatinou Zr-OP bol preukázaný výraznejší nárast miery naplynienia než zliatinou Zr-IP v porovnaní so zliatinou AlSi5Cu2Mg bez prídavku Zr. Zliatina Zr-OP nadobudla hodnotu DI = 18 %. Miera naplynienia zliatiny Zr-IP klesla v dôsledku tavenia predzliatiny v elektrickej indukčnej peci o 22 % v porovnaní so zliatinou Zr-OP.

Tab. 3: Závislosť DI a plošného podielu pórovitosti experimentálnych zliatin od spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20.

	DI [%]	Plošný podiel pórovitosti [%]
AlSi5Cu2Mg	11	0,6
Zr-OP	18	2,8
Zr-IP	14	1,4

Vplyv Zr na pórovitosť AlSi5Cu2Mg zliatiny bol taktiež skúmaný stanovením plošného podielu pórovitosti prostredníctvom softvéru Quick Photo Industrial 3.1. V rámci hodnotenia plošného podielu pórovitosti bolo vykonaných 5 meraní na náhodne zvolených miestach metalografického výbrusu experimentálnych zliatin. V rovine metalografického výbrusu vzorky boli póry pozorované pomocou funkcie „fázovej analýzy“ ako žlté oblasti. Pri hodnotení plošného podielu pórovitosti bolo preukázané, že plošný podiel pórovitosti zliatiny Zr-IP vykazoval v dôsledku zmeny metalurgického procesu prípravy taveniny pokles v porovnaní so zliatinou Zr-OP. Plošný podiel pórovitosti zliatiny Zr-IP klesol v porovnaní so zliatinou Zr-OP o 50 %.



Obr. 1: Príklad hodnotenia plošnej pórovitosti hliníkovej zliatiny AlSi5Cu2Mg bez prídavku Zr softvérom Quick Photo Industrial 3.1, lept. 0,5 % HF

Na základe hodnotenia miery naplynienia a plošného podielu pórovitosti možno konštatovať, že zliatina Zr-IP vykazovala v dôsledku zmeny metalurgického procesu prípravy taveniny nižšiu mieru naplynienia než zliatina Zr-OP. Pórovitosť vo významnej miere ovplyvňuje mechanické a fyzikálne vlastnosti hliníkových zliatin. Póry blokujú pohyb voľných elektrónov prostredím, čím dochádza k negatívnemu poklesu skúmaných fyzikálnych vlastností. Póry môžu taktiež pôsobiť ako iniciátory vzniku trhlín, čím dochádza k zvýšeniu náchylnosti na vznik trhlín a zároveň zníženiu ťažnosti zliatiny. Z tohto hľadiska bolo tavenie predzliatin v elektrickej indukčnej peci mimo vsádzky efektívnejšie.

Hodnotenie mechanických vlastností

Hodnoty mechanických vlastností experimentálnych zliatin v liatom stave a po tepelnom spracovaní T6 sú uvedené v Tab. 4. Uvedené hodnoty mechanických vlastností predstavujú priemerné hodnoty z 5 meraní. Zliatina Zr-OP zaznamenala v dôsledku prídavku Zr negatívny pokles mechanických vlastností v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr. Zliatina Zr-OP vykazovala najmenšiu hodnotu ťažnosti (1,8 %) z hodnoteného súboru experimentálnych zliatin. V dôsledku zmeny spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20 bol pri zliatine Zr-IP zaznamenaný pozitívny nárast mechanických vlastností v porovnaní so zliatinou Zr-OP. R_m , $R_{p0,2}$ a ťažnosť vzrástla o 10, 13 a 28 %. Vplyvom tepelného spracovania T6 bol zaznamenaný pozitívny nárast R_m , $R_{p0,2}$ a HBW v porovnaní s liatym stavom. Mechanické vlastnosti zliatiny Zr-OP vplyvom prídavku Zr klesli v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr. V dôsledku zmeny spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20 bol zaznamenaný zliatinou Zr-IP nárast mechanických vlastností. R_m a ťažnosť zliatiny Zr-IP vzrástli o 6 % a o 12 % v porovnaní so zliatinou Zr-OP.

Tab. 4: Mechanické vlastnosti experimentálnych zliatin v liatom stave a po tepelnom spracovaní T6

Exp. zliatina	Liaty stav				Po tepelnom spracovaní T6			
	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]	HBW	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]	HBW
AlSi5Cu2Mg	206	124	2,4	83	246	201	1,3	83
Zr-OP	193	1117	1,8	76	233	184	1,9	81
Zr-IP	212	132	2,3	84	247	189	2,2	93

Pri hodnotení mechanických vlastností bolo preukázané, že zliatina Zr-IP vykazovala v dôsledku zmeny metalurgického procesu prípravy taveniny nárast mechanických vlastností v porovnaní so zliatinou Zr-OP. Predzliatina AlZr20 sa vyznačuje vysokou teplotou tavenia. S cieľom zabezpečiť úplné roztavenie predzliatiny AlZr20 v tavenine bolo nutné zvýšiť teplotu tavenia a dobu výdrže na danej teplote. Zvýšenie teploty tavenia a zvýšenie doby výdrže na danej teplote mohlo viesť k zvýšeniu miery naplynienia experimentálnych zliatin. Nárast pórovitosti negatívne ovplyvňuje výsledné mechanické a fyzikálne vlastnosti zliatin Zr-OP. Indukčné tavenie predzliatiny AlZr20 malo za následok vznik vírivých prúdov vo vsádzke, čo viedlo k jej relatívne rýchlemu nataveniu. V dôsledku separátneho tavenia predzliatiny AlZr20 v indukčnej elektrickej peci bol zaznamenaný pokles miery naplynienia experimentálnych zliatin, čo mohlo viesť k nárastu mechanických vlastností. Nárast mechanických vlastností vplyvom tepelného spracovania T6 bol zapríčinený sferoidizáciou eutektického Si a prítomnosťou spevňujúcich precipitátov Cu a Mg.

Hodnotenie fyzikálnych vlastností

Fyzikálne vlastnosti experimentálnych zliatin v liatom stave a po tepelnom spracovaní T6 sú uvedené v Tab. 5. Uvedené hodnoty fyzikálnych vlastností predstavujú priemerné hodnoty z 3 meraní. Tepelná a elektrická vodivosť zliatin s prídavkom Zr klesla v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr. Na základe nadobudnutých výsledkov bolo preukázané, že zliatina Zr-OP vykazovala nižšie hodnoty vybraných fyzikálnych vlastností než zliatina Zr-IP. Hodnotené fyzikálne vlastnosti zliatiny Zr-IP klesli v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr v priemere o 6 %. Vplyvom tepelného spracovania T6 bol zaznamenaný nárast skúmaných fyzikálnych vlastností zliatin s prídavkom Zr v porovnaní s liatym stavom. Na základe výsledkov bolo

preukázané, že zliatina Zr-OP vykazuje takmer rovnaké hodnoty vybraných fyzikálnych vlastností ako zliatina Zr-IP. Skúmané fyzikálne vlastnosti zliatin s prídavkom Zr mierne klesli v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr.

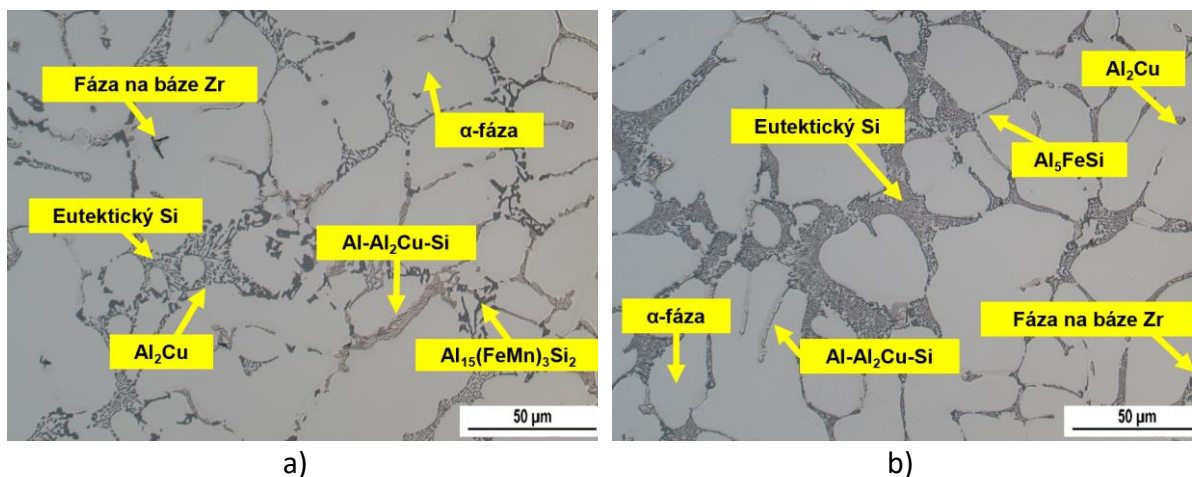
Tab. 5: Fyzikálne vlastnosti experimentálnych zliatin v liatom stave a po tepelnom spracovaní T6

Exp. zliatina	Liaty stav		Po tepelnom spracovaní T6	
	λ [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]	σ [% IACS]	λ [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]	σ [% IACS]
AlSi5Cu2Mg	142	36	184	47
Zr-OP	127	32	178	44
Zr-IP	133	34	180	45

Vo všeobecnosti platí, že každý legujúci prvok pridaný do hliníkovej zliatiny nepriaznivo vplýva na výsledné fyzikálne vlastnosti. Legujúce prvky blokujú pohyb elektrónov, čím dochádza k poklesu fyzikálnych vlastností hliníkovej zliatiny. Skúmané fyzikálne vlastnosti experimentálnych zliatin boli taktiež významne ovplyvnené prítomnou pórovitosťou. Pórovitosť závisí ako od množstva prítomného vodíka v tavenine tak od metalurgického procesu prípravy taveniny. Pre úplné roztavenie predzliatiny AlZr20 bolo nevyhnutné zvýšiť teplotu tavenia a predĺžiť dobu výdrže na danej teplote. Vykonané zmeny metalurgického procesu viedli k zvýšeniu pórovitosti experimentálnych zliatin. Póry pôsobia ako nečistoty a zamedzujú voľnému prestupu elektrónov prostredím, čím dochádza k poklesu fyzikálnych vlastností zliatiny Zr-OP.

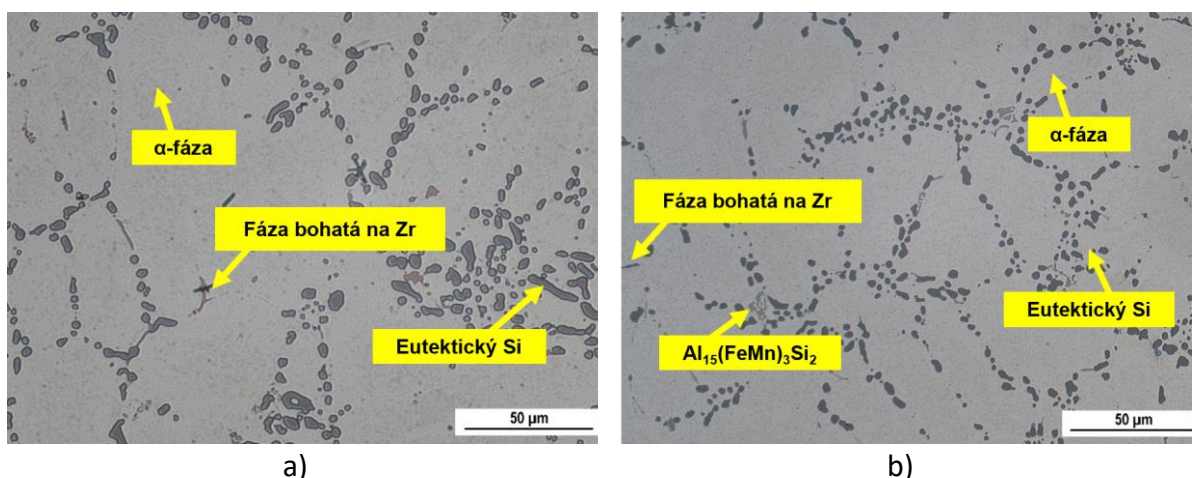
Mikroštruktúrna analýza

Mikroštruktúry experimentálnych zliatin boli vyhodnotené v liatom stave a po tepelnom spracovaní T6. Mikroštruktúry zliatin s prídavkom Zr sa výrazne nelíšili v závislosti od spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20. Mikroštruktúra zliatin s prídavkom Zr pozostávala v liatom stave z primárnej fázy α -Al, modifikovaného eutektického Si a intermetalických fáz na báze Cu, Fe (Obr. 2). Intermetalické fázy na báze Fe boli pozorované v dvoch morfológiách, vo forme doskovitých útvarov β -Al₅FeSi a vo forme segmentovaného čínskeho písma Al₁₅(FeMn)₃Si₂. Intermetalické fázy bohaté na Cu boli vylúčené vo forme izolovaných častíc Al₂Cu a vo forme ternárneho eutektika kompaktnej morfológie Al-Al₂Cu-Si. V rovine metalografického výbrusu zliatin s prídavkom Zr bolo možné pozorovať prítomnosť intermetalických Zr fáz. Fázy na báze Zr boli pozorované v dvoch modifikáciách a to vo forme samostatných šedých dosiek s rozštiepeným zakončením a vo forme dvoch prekrížených dosiek.



Obr. 2: Mikroštruktúra experimentálnych zliatin: a) Zr-OP, b) Zr-IP, liaty stav, lept. 0,5 % HF

Mikroštruktúry zliatin s prídavkom Zr po T6 sú zobrazované na Obr. 3. Vplyvom T6 dochádza k sferoidizácii eutektického Si, ktorý možno v rovine metalografického výbrusu pozorovať vo forme dokonale oblých zŕn. V rovine metalografického výbrusu boli pozorované intermetalické fázy na báze Fe a intermetalické fázy na báze Zr. Vplyvom tepelného spracovania T6 neboli pozorované zmeny morfológie intermetalických fáz bohatých na Zr v porovnaní s liatym stavom. Tento jav potvrdzuje vysokú tepelnú stabilitu intermetalických fáz na báze Zr.



Obr. 3: Mikroštruktúra experimentálnych zliatin: a) Zr-OP, b) Zr-IP, T6, lept. 0,5 % HF

ZÁVER

Cieľom práce bolo analyzovať vplyv spôsobu tavenia ťažkotaviteľného legujúceho prvku Zr na vybrané mechanické a fyzikálne vlastnosti a mikroštruktúru zliatiny AlSi5Cu2Mg. V rámci experimentálneho výskumu boli predzliatiny tavené dvomi spôsobmi. Prvý spôsob spočíval v natavení predzliatiny priamo so vsádzkou v elektrickej odporovej peci (Zr-OP). Druhý spôsob spočíval v separátnom roztavení predzliatiny v elektrickej indukčnej peci a následnom vnášaní roztavenej predzliatiny do taveniny umiestnenej v elektrickej odporovej peci (Zr-IP). Na základe zosumarizovaných výsledkov možno vysloviť nasledujúce závery:

- Zliatina Zr-IP vykazovala v dôsledku zmeny metalurgického procesu prípravy taveniny nižšiu pórovitosť v porovnaní so zliatinou Zr-OP.
- Prídavok Zr nevedol k výraznejšiemu nárastu mechanických vlastností ako v liatom stave tak po T6 v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr.
- Zliatina Zr-IP vykazovala v liatom stave a po T6 vyššie hodnoty mechanických vlastností v porovnaní so zliatinou Zr-OP.
- Fyzikálne vlastnosti zliatin s prídavkom Zr klesli v porovnaní so zliatinou bez prídavku Zr. Experimentálna zliatina Zr-OP vykazovala ako v liatom stave tak po T6 nižšie hodnoty skúmaných fyzikálnych vlastností v porovnaní so zliatinou Zr-IP.
- Pri zliatinách s prídavkom Zr bol zaznamenaný vznik intermetalických fáz na báze Zr.
- Mikroštruktúra experimentálnych zliatin s prídavkom Zr sa významne nelíšila v závislosti od spôsobu tavenia predzliatiny AlZr20.

Výskum preukázal, že zmena metalurgického procesu prípravy taveniny viedla k pozitívnemu zvýšeniu mechanických a fyzikálnych vlastností zliatiny s prídavkom ťažkotaviteľného legujúceho prvku Zr.

Podakovanie

Tento článok bol vytvorený s podporou projektu KEGA 003ŽU-4/2024.

POUŽITÁ LITERATÚRA

- [1] Bolibruchová, D., Pastirčák, R. (2018) *Zlievarenská metalurgia neželezných kovov*. EDIS, 167 s., ISBN 978-80-554-1463-8.
- [2] Morozova, A., Mogucheva, A., Bukin, D., Lukianova, O., Korotkova, N., Belov, N., Kaibyshev, R. (2017) Effect of Si and Zr on the Microstructure and Properties of Al-Fe-Si-Zr Alloys. *Metals*. Vol. 7(11). DOI: 10.3390/met7110495.
- [3] Knipling, K. E., Dunand, D. C., Seidman, D. N. (2006) Criteria for Developing Castable, Creep-resistant Aluminum-based Alloy – A Review. *Materials Science and Engineering*. Vol 97(3). DOI: 10.1515/ijmr-2006-0042.
- [4] Kubiňáková, E., Danielik, V., Hiveš, J. (2019) Al-Zr Alloys Synthesis: Characterization of Suitable Multicomponent Low-temperature Melts. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 9(1). DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.10.088.
- [5] Wang, F., Qiu, D., Liu, Z., Taylor, J., Easton, M., Zhang, M. (2013) The Grain Refinement Mechanism of Cast Aluminium by Zirconium. *Acta Materialia*. Vol. 61. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.05.044.

Možnosti využití 3D tisku modelů v technologii odstředivého lití nízkotavitelných slitin

Geryk, M.¹⁾, Kielar, Š.²⁾

¹⁾ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta materiálově-technologická FMT,
17. listopadu 2172/15, 708 00, Ostrava-Poruba, matej.geryk@vsb.cz

²⁾ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta materiálově-technologická FMT,
17. listopadu 2172/15, 708 00, Ostrava-Poruba, simon.kielar@vsb.cz

Abstrakt

Tento článek se zabývá problematikou přípravy modelů pro technologii odstředivé lití, metodou TekCast do vulkanizovaných pryžových forem, které se využívají především pro výrobu nízkotavitelných slitin, jako jsou například slitiny zinku. Záměrem je porovnání kvality povrchu mosazných matečních modelů za použití aditivně vyrobených vytavitelných modelů a aditivně vytištěných modelů. Pro výrobu vytavitelného modelu přesného lití byly využity materiály PolyCast a PVB zhotovené technologií FDM (Fused Deposition Modeling). Povrch těchto modelů byl navíc upraven pomocí isopropylalkoholu (IPA) s cílem dosažení hladšího povrchu. vytavitelný model byl následně použit k odlití mosazného matečního modelu. Takto vyrobené mosazné modely byly následně porovnány s původními 3D tištěnými modely z hlediska kvality povrchu a výsledky byly využity k určení nejvhodnější technologie a materiálu pro výrobu matečních modelů určených pro vulkanizaci pryžových forem používaných při odstředivém lití. Získané poznatky přispívají k optimalizaci procesu výroby a ke zvýšení kvality finálních odlitků.

Klíčová slova: Odstředivé lití; Aditivní výroba; Fused Deposition Modeling; Technologie přesného lití na vytavitelný model

ÚVOD

Odstředivé lití do pryžových forem představuje technologii, která má uplatnění především při výrobě menších kovových součástí s vysokými nároky na detail a kvalitu povrchu. Tato technologie je ve světě známá také pod pojmem TekCast. Princip této metody spočívá ve využití odstředivé síly k rovnoměrnému rozprostření tekutého kovu do dutiny formy. Technologie je vhodná zejména pro sériovou výrobu, kde se klade důraz na rychlost výroby a variabilitu tvarů. Tento způsob výroby se vyznačuje relativně nízkými pořizovacími náklady a je vhodná pro výrobu dekorativních i funkčních dílů z nízkotavitelných slitin, jako jsou například slitiny ZAMAK. [1,2] Proces výroby začíná tvorbou modelu, který slouží jako předloha pro vytvoření dutiny formy. Tyto modely jsou nejčastěji vyrobené z kovových materiálů. Jednou z doporučených variant jsou modely z leštěné mosazi. Jakožto kovový materiál nepodléhá deformaci při vulkanizaci formy. [3,4] Pro modely mohou být využity i další materiály jakou jsou vysokoteplotně odolné plasty nebo pryskyřice. Se současným rozvojem technologie 3d tisku lze využít i tuto variantu výroby modelu. Materiály používané při 3D tisku však musí vykazovat dostatečnou tepelnou a mechanickou odolnost, aby zvládly náročné podmínky vulkanizačního procesu, při kterém dochází k vytvrzení silikonové pryže pod zvýšenou teplotou a tlakem. Kombinace odstředivého lití a 3D tisku tak přináší nové možnosti pro efektivní výrobu složitých kovových dílů, které byly dříve technicky či ekonomicky obtížné

realizovatelné. S ohledem na narůstající požadavky na snižování výrobních časů a nákladů, především při nízkosériových výrobách, představuje propojení technologie 3D tisku s metodou TekCast perspektivní směr, jak těchto cílů dosáhnout. [5] Tento článek se proto zaměřuje na výrobu kovových modelů pro technologii TekCast s využitím metody přesného lití na spalitelný model. Pro výrobu modelů lze využít širokou škálu technologií mezi které patří i technologie přesného lití na spalitelný model, ve které se v současné době čím dál častěji využívá technologie 3D tisku. Tento přístup umožňuje rychlou a ekonomicky efektivní výrobu složitých tvarů, jejichž realizace tradičními metodami obrábění by byla časově nebo finančně náročná. Cílem je nalézt optimální materiál a povrchovou úpravu 3D tištěných modelů pro technologii přesného lití. Které budou mít zásadní vliv na kvalitu kovových modelů určených pro výrobu vulkanizovaných pryžových forem, respektive na samotné odlitky z odstředivého lití. A definovat tak možnosti zefektivnění výroby modelů.

VÝROBA MODELŮ

Pro přípravu vstupních modelů byla využita technologie 3D tisku metodou Fused Deposition Modeling (FDM) na tiskárně Prusa MK3 s velikostí trysky 0.25 mm. Rozměry modelu jsou $r = 27$ mm, $v = 3,3$ mm. V rámci experimentu byly vytištěny modely ze dvou materiálů: PVB a PolyCast. Tyto materiály byly zvoleny záměrně, jelikož lze povrchově vyhlazovat pomocí rozpouštědla. Pro každý materiál byly použity čtyři modely. Dva modely byly použity bez povrchové úpravy. Jeden model byl povrchově upraven postřikem rozpouštědla izopropylalkoholu. Poslední model byl upraven ponořením v izopropylalkoholu. Celkově bylo připraveno osm modelů. Na obrázku 1 můžeme vidět 3D tisk modelů PolyCast (bílý) a PVB (modrý), tyto modely jsou bez úpravy povrchu. Modely s povrchovou úpravou můžete vidět na obrázku 2. Na obrázku 2. jsou k jednotlivým modelům přiřazeny písmena dle této legendy: a) PVB – postřik IPA, b) PolyCast – postřik IPA, c) PolyCast – ponor IPA, d) PVB – ponor IPA. Vytisknuté modely byly následně upevněny na vtokovou soustavu, umístěny do kyvety a zality klenotnickou sádrovou směsí. Následně byly formy vyžehány dle doporučeného žíhacího cyklu výrobce, kde došlo k postupnému vypálení a vytavení plastového modelu, čímž vznikla dutina odpovídající tvaru původního modelu. Odlévání bylo provedeno na zařízení INDUTHERM VC 480. Jako odlévání materiál byla zvolena mosaz CuZn37, přičemž teplota odlévacího procesu byla nastavena na 1020 °C. Teplota formy byla 550 °C.



Obr. 1: 3D tisk modelů (bez úpravy povrchu)

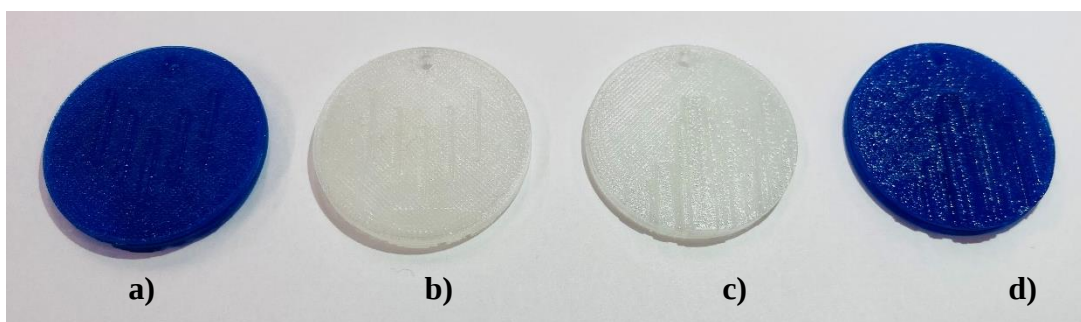
Na obrázku 2 můžeme vidět odlitky z mosazi, které byly odlity technologií přesného lití na vytavitelný model. Použité modely byly totožné z obrázku 1.



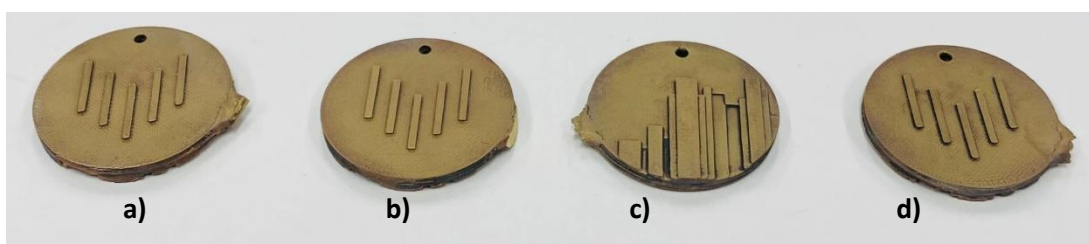
Obr. 2: Odlitky mosazi s matečním modelem 3D tisku bez úpravy povrchu

Odlitky byly po odlití odděleny od vtokové soustavy a byly zbaveny zbytku sádry. Povrch odlitku byl značně zoxidovaný a bylo tedy nutné povrch zbavit této vrstvy tryskáním při nízkém tlaku a použití umělého abraziva cerabeads. Drobný prach a zbytky abraziva byly očištěny stlačeným vzduchem.

Na obrázku 3 můžeme vidět a) materiál PVB postřík IPA, b) PolyCast postřík IPA, c) PolyCast ponor IPA, který se jeví lesklým povrchem. V případě d) vidíme materiál PVB ponor IPA, který se také leskne a povrch působí rozleptaný. Na obrázku 4 vidíme mosazné odlitky jejichž modely tvořily materiály z obrázku 3. Povrchy se jeví na první pohled bez rozdílu. V kapitole hodnocení byly porovnány jejich rozdíly.



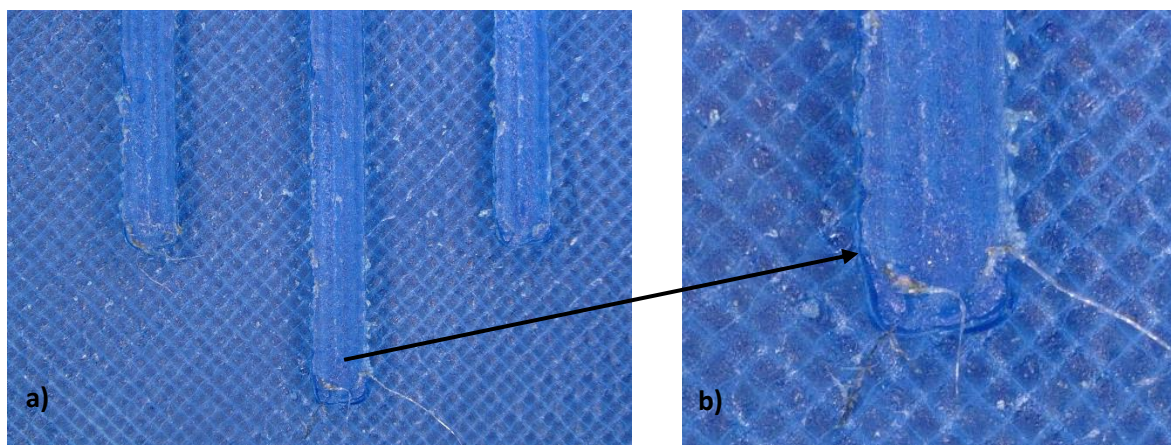
Obr. 3: 3D tisk modelů s úpravou v isopropylalkoholu



Obr. 4: Odlitky mosazi s matečním modelem 3D tisku s úpravou v isopropylalkoholu

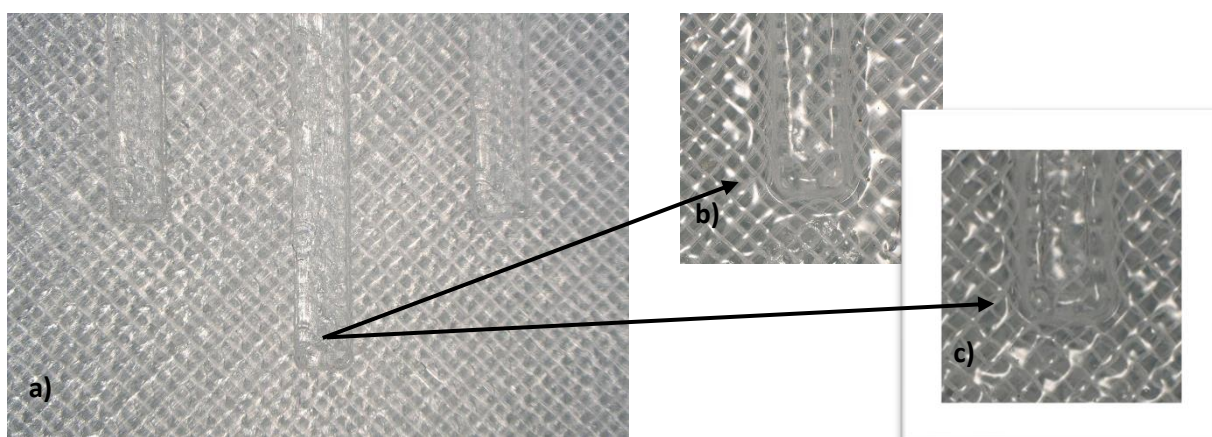
HODNOCENÍ

Hlavním aspektem při hodnocení modelů byla kvalita tištěného povrchu, u metody TekCast požadujeme co nejdokonalější povrch finálních odlitků. Za tímto účelem byly modely a výsledné odlitky vizuálně zhodnoceny pod digitálním mikroskopem KEYENCE VHX-6000. Na obrázku 5 níže můžeme tištěnou strukturu povrchu PVB bez povrchové úpravy. Na snímku b) si můžeme povšimnout zdeformovaného rohu reliéfu. Při tisku došlo k natavení materiálu a vzniku vláken které jsou pro PVB materiál typickým jevem.



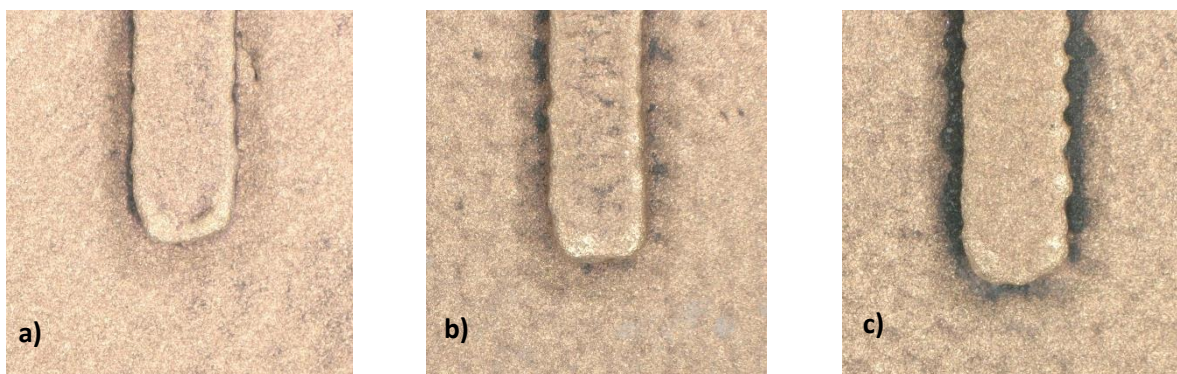
Obr. 5: Snímek 3D tisku materiálu PVB bez úpravy povrchu a) ZS20:X30, b) detail

Na obrázku 6 vidíme porovnání materiálu PolyCast, kde a) je detailně zachycena povrchová struktura 3D tištěného materiálu PolyCast, je patrný typický rastr výplně vzniklý FDM tiskem, uspořádaný do pravidelné mřížky b) je ošetřen postřikem IPA a c) je ošetřen ponorem do IPA. Je viditelné že v případě b) jsou ostré vlákna naleptány, což vedlo k jejich zaoblení a celkovému uhlazení povrchu. Na snímku c) povrch působí opticky „měkčím“ dojmem. Došlo k mírnému rozostření původní ostroty tiskové struktury vlivem chemického působení IPA, což způsobilo také lokální vyhlazení drobných nerovností.



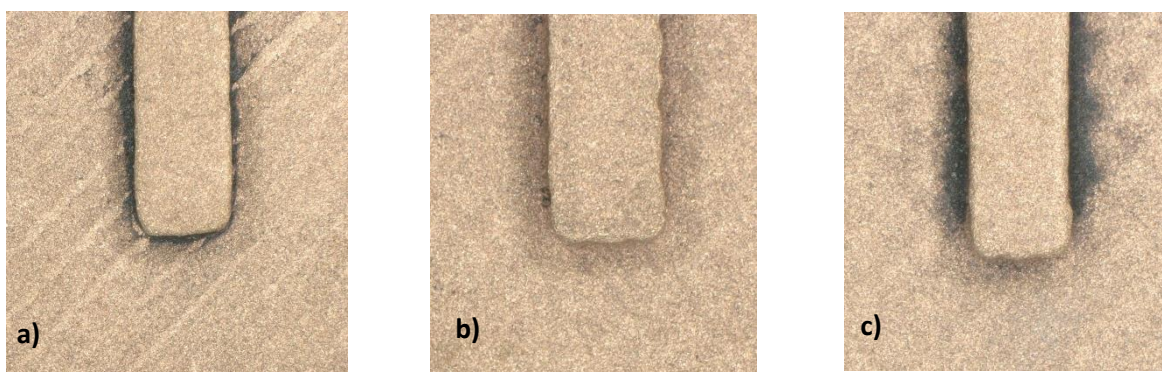
Obr. 6: Snímek 3D tisku materiálu PolyCast a) bez úpravy povrchu, ZS20:X30 b) postřik IPA, c) ponor IPA

Na obrázku 7 můžeme vidět odlitek mosazi s matečným materiálem PVB bez úpravy povrchu, hrany povrchu jsou zdeformované jako jsme mohli vidět na obrázku 5 b), došlo tak k duplikování chyby při výrobě modelu. Drsný povrch je patrný na rovinách tak na hranách. Na snímku b) je povrchová struktura vyhlazená, avšak efekt postřiku působí spíše drsněji. Povrchu působí propadle do vrstev pod povrchem.



Obr. 7: Odlitek mosazi s matečným modelem PVB, ZS20:X50 a) bez úpravy povrchu, b) postřik IPA, c) ponor IPA

Na obrázku 8 a) vidíme odlitek mosazi s matečným materiálem PolyCast bez úpravy povrchu. Geometrie reliéfu je zde zřetelnější a čistější než na obrázku 7 a). V případě b) povrch působí jemněji oproti snímku a), avšak stále jsou patrné drobné nerovnosti na hranách reliéfu. U snímku c) je povrch kompaktnější a hladší, opticky jednotnější. Dochází k naleptání ostrých hran a k ucelenému vzhledu reliéfu.



Obr. 8: Odlitek mosazi s matečným modelem PolyCast, ZS20:X50 a) bez úpravy povrchu, b) postřik IPA, c) ponor IPA

ZÁVĚR

Tento článek se zabýval hodnocením kvality povrchu kovových modelů vyrobených technologií přesného lití na vytavitelný model. Pro výrobu kovových modelů byla použita technologie 3D tisku. Modely byly určeny pro použití technologie odstředivého lití, metodě TekCast do vulkanizovaných pryžových forem. Cílem bylo porovnat kvalitu povrchu konkrétně

mosazných matečných modelů vytvořených pomocí 3D tištěných modelů z materiálů PolyCast a PVB a určit optimální materiál a technologii povrchové úpravy. Na základě vizuálního hodnocení digitálním mikroskopem a analýzy povrchu odlitků bylo zjištěno, že nejlepší výsledky vykazoval materiál PolyCast s úpravou ponorem do isopropylalkoholu (IPA). Tento postup vedl k výrazně hladšímu povrchu oproti modelům bez úpravy či modelům ošetřeným pouze postřikem IPA. Odlitky vytvořené z materiálu PVB vykazovaly vyšší drsnost a větší deformace na hranách reliéfu. Výsledky tohoto hodnocení ukazují, že nejvhodnějším materiálem pro výrobu 3D tištěných modelů pro výrobu mosazného modelu je PolyCast, přičemž povrchovou kvalitu lze optimalizovat ponorem do IPA. Tento poznatek přispívá k efektivnějšímu návrhu modelů pro vulkanizaci pryžových forem a umožňuje dosažení kvalitnějších mosazných odlitků. V dalším kroku budou získané výsledky porovnány s materiálem High Temperature Resistant Resin, aby bylo možné rozšířit spektrum posuzovaných materiálů a určit případné další optimalizace v procesu výroby modelů pro odstředivé lití.

Poděkování

Tento výzkum byl podpořen projektem SP 2025/026 („Výzkum a aplikace netradičních zdrojů sekundárních surovin“) Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy.

LITERATURA

- [1] VEZZETTI, Enrico. Spin casting characterization: An experimental approach for the definition of runners design guidelines. *Journal of materials processing technology*, 2008, 196.1-3: 33-41.
- [2] PRAWIRA, M. DICKY AGUS. Analisis Karakteristik Produk Hasil Spin Casting Menggunakan Master Cetakan Yang Dibuat Dengan 3d Print Resin, Cnc Dan Laser Cutting. 2022.
- [3] MÄSIAR, Harold, et al. Investigate the Possibility of Tekcast Methods Used for Casting Polymeric Resin Materials. *Archives of Foundry Engineering*, 2014, 14.2: 116-122.
- [4] RISDIYONO. Quality analysis of casting product using resin-based 3D printing for spin casting master. *Journal of Physics: Conference Series*, 2024, roč. 2739, č. 012032. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2739/1/012032>.
- [5] BOLIBRUCHOVÁ, Dana; BRUNA, Marek; MATEJKA, Marek. Impact of Remelting on ZnAl4Cu3 Alloy with Addition of Cd on Selected Technological and Mechanical Properties. *Metals*, 2022, 12.7: 1180.

Využití kompozitních materiálů na bázi wolframu pro technologické aplikace

Růžička, J.¹⁾, Macháčková, A.¹⁾

¹⁾ VŠB – TUO, 17. listopadu 15/2172, Ostrava – Poruba, jana.ruzicka@vsb.cz,

Abstrakt

Těžké wolframové slitiny (THA), jmenovitě W-Ni-Co a W-Ni-Fe, získané z odpadu při obrábění, jsou speciální multimetalické materiály vyráběné metodami práškové metalurgie. Tyto kompozity kombinují vysokou hustotu wolframu s mechanickými vlastnostmi vylepšenými příměsemi niklu, kobaltu a železa. Vyznačují se vynikající pevností, tvrdostí a odolností vůči korozi, což je činí ideálními pro využití v energetice, medicíně, obranném průmyslu a letectví. V článku jsou popsány výrobní technologie, včetně izostatického lisování a slinování, a dále mechanické vlastnosti těchto materiálů a jejich praktické aplikace. Důležitou součástí je také problematika recyklace wolframu, která umožňuje snížení environmentálních dopadů a ekonomických nákladů na výrobu. Výsledky ukazují, že pseudoslitiny WNiCo a WNiFe jsou perspektivními materiály s širokým spektrem využití ve vysoce náročných průmyslových aplikacích.

Klíčová slova: Kompozitní materiály; Vysokoteplotní slitiny; Recyklace wolframu; Prášková metalurgie; Setrvačnickové systémy (FESS)

ÚVOD

Pseudoslitiny na bázi wolframu, jako jsou WNiCo a WNiFe, představují specifickou skupinu materiálů, které kombinují vysokou hustotu wolframu s mechanickými vlastnostmi legovanými příměsemi niklu, kobaltu či železa. Z důvodu vysoké teploty tání wolframu není možné vyrábět tyto slitiny běžnými slévarenskými postupy. Namísto toho se používá technologie práškové metalurgie, která umožňuje homogenní rozložení jednotlivých složek a dosažení požadovaných mechanických vlastností [1-3].

Takto vyrobené kompozitní materiály mají výjimečné mechanické vlastnosti, které je činí vhodnými pro širokou škálu aplikací. Tyto materiály se uplatňují především v energetice, zdravotnictví, leteckém a obranném průmyslu a dalších technických aplikacích. Jejich odolnost vůči mechanickému namáhání, vysoké teplotní stabilitě a korozivzdornosti předurčuje jejich využití ve specializovaných technologiích. Díky své unikátní kombinaci hustoty a pevnosti nahrazují tradiční materiály v oblastech, kde jsou kladeny extrémní nároky na výkon a spolehlivost [1-3].

Výroba pseudoslitin WNiCo a WNiFe

Protože příprava wolframových pseudoslitin je obtížná kvůli jejich vysoké teplotě tání, slitiny tohoto typu se vyrábějí práškovou metalurgií. Při výrobě wolframových pseudoslitin se přidáním kovů s nižší teplotou tání (v tomto případě Ni, Co, Fe) snižuje celková teplota tání. Případně se tyto prvky během spékání rozpouštějí a vtékají mezi částice wolframu a tvoří tak matici [4].

Výroba pseudoslitin na bázi wolframu zahrnuje několik postupných kroků:

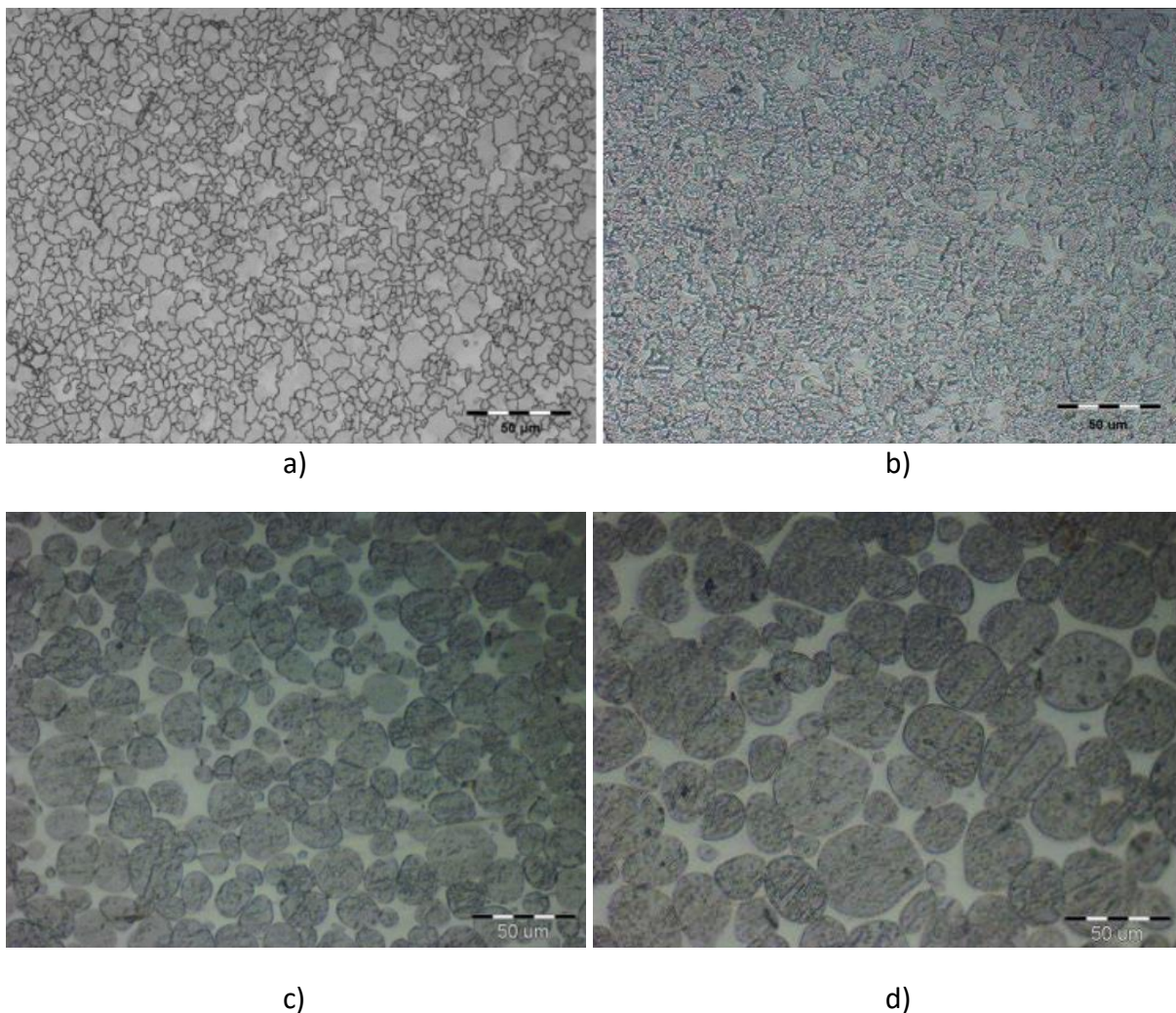
1. příprava práškové směsi,
2. izostatické lisování,
3. slinování,
4. tepelné zpracování,
5. finalizace materiálu.

Nejprve dochází k *přípravě práškové směsi* wolframu, niklu, kobaltu nebo železa. Tato směs je připravena v přesně definovaných poměrech, a to z primárních originálních prášků nebo z prášků získaných recyklací. Prášková směs se následně lisuje *izostatickým lisováním* do požadovaného tvaru pod vysokým tlakem, což zajišťuje její optimální zhutnění. Poté probíhá *slinování*, při němž dochází k difuznímu spojování částic při teplotách nad teplotou tání pojivových složek. Proces slinování probíhá ve vakuu nebo v ochranné atmosféře. Tento proces vytváří pevnou matici kolem wolframových zrn a zlepšuje homogenitu materiálu. Po slinování následuje *tepelné zpracování*, které zahrnuje žíhání, kalení ve vodě, a následné technologické operace jako je tváření za tepla nebo za studena, čímž se dále zlepšují mechanické vlastnosti finálního polotovaru nebo produktu. Výsledkem celého procesu je materiál s vysokou pevností, houževnatostí a odolností proti opotřebení, který je připravený pro další průmyslové aplikace [5, 6].

Na obr. 1 je patrný postupný vývoj mikrostruktury pseudoslitiny WNiCo během procesu slinování. Chemické složení této pseudoslitiny je uvedeno v tab. 1. Při slinování pod teplotou tání příměsí (Fe, Ni, Co) vzniká jemnozrnná struktura wolframových zrn, která se pomalu zvětšují. Materiál se rovnoměrně smršťuje bez deformací, ale tato struktura neumožňuje další metalurgické zpracování (žíhání, kalení, tváření) pro dosažení požadované hodnoty pevnosti a tažnosti. Teprve při vyšších teplotách nad teplotou tání legujících prvků se wolframová zrna rychle zvětšují v tekuté matici Ni/Co/Fe (obr. 1b-d). Materiál se stává plastickým a v závislosti na obsahu wolframu může docházet k deformacím vlivem tečení [1].

Tab. 1: Chemické složení a hustota pseudoslitiny WNiCo [1].

Chemické složení (hmot. %)			Hustota (g·cm ⁻³)
W	Ni	Co	
91	6,0	3,0	17,45



Obr. 1: Struktura pseudoslitiny WNiCo v závislosti na teplotě slinování: a) 1470 °C, b) 1500 °C, c) 1520 °C, d) 1550 °C [1].

Proces kalení WNiCo probíhá při teplotě 1230 °C po dobu jedné hodiny, čímž dochází ke stabilizaci mikrostruktury a výraznému zvýšení tažnosti materiálu A_5 nad 30 %, zatímco hodnoty pevnosti R_m a meze kluzu $R_{p0,2}$ zůstávají zachovány. Tato vysoká tažnost umožňuje následné zpevnění materiálu tvářením, během něhož pevnost vzroste na $R_m = R_{p0,2} > 1350$ MPa při redukci průřezu o více než 30 %, přičemž zůstává zachována dostatečná tažnost $A_5 > 9$ % [1].

Závěrečným krokem je stárnutí žíháním ve vakuu při teplotách v rozmezí 400-500 °C, které dále optimalizuje mechanické vlastnosti. Tímto způsobem je dosaženo finální pevnosti $R_m = R_{p0,2} > 1600$ MPa při tažnosti $A_5 > 6$ %, což činí materiál WNiCo vhodným pro extrémně namáhané aplikace, jak je zde uváděno [1].

Stárnutí pseudoslitiny WNiCo se významně projevuje změnou její mikrotvrdosti. Po tepelném zpracování při 500 °C po dobu dvou hodin dochází k výraznému nárůstu tvrdosti jak wolframových agregátů, tak samotné matrice. Mikrotvrdost wolframové složky vzrostla z původních $746,0 \pm 39,5$ HVM na $991,6 \pm 19,4$ HVM, což představuje relativní zvýšení o 33 %. Podobně mikrotvrdost matrice se zvýšila z $672,2 \pm 46,4$ HVM na $791,7 \pm 27,6$ HVM, což odpovídá nárůstu o 18 %. Tento efekt stárnutí přispívá k celkovému zpevnění materiálu a jeho vyšší odolnosti vůči mechanickému namáhání [1].

Vlastnosti a použití pseudoslitin

W_{Ni}Co a W_{Ni}Fe jsou nejčastěji používané wolframové pseudoslitiny, obsahující více než 90 % wolframu. Díky své specifické mikrostruktuře, která sestává z velkých wolframových zrn v niklové, kobaltové nebo železné matici, vykazují vynikající mechanické vlastnosti. Mezi hlavní charakteristiky patří vysoká hustota, extrémní pevnost, tvrdost a odolnost proti korozi i opotřebení. Tyto vlastnosti je činí ideálními pro aplikace, kde je vyžadována kombinace mechanické stability, houževnatosti a schopnosti odolávat dynamickému i statickému zatížení.

Wolframové pseudoslitiny nacházejí uplatnění v těžkém strojírenství, leteckém a kosmickém průmyslu. V leteckém se používají například v součástech letadel a raket, kde je klíčová jejich odolnost vůči vysokým teplotám a mechanickému namáhání. V průmyslových aplikacích se využívají při výrobě těžkých součástí vystavených extrémním podmínkám, například v energetice pro součásti turbín a vysokoteplotních reaktorů. Díky vysoké hustotě umožňují uchování většího množství kinetické energie, což je výhodné například u rotorů setrvačkových akumulacích systémů (FESS), kde přispívají k efektivnějšímu ukládání energie [7].

Díky vysoké hustotě a schopnosti absorbovat kinetickou energii se wolframové pseudoslitiny uplatňují v obranném průmyslu. Vedle své role v balistické ochraně jsou klíčovým materiálem při výrobě penetrátorů, tedy projektilů s vysokou kinetickou energií, které díky své tvrdosti a hustotě efektivně pronikají pancířem [3, 8].

V medicíně se wolframové slitiny uplatňují především jako stínění proti ionizujícímu záření, například v radioterapii. Jejich vysoká hustota umožňuje účinnou absorpci škodlivého záření při relativně malé tloušťce materiálu, což je důležité například v ozařovacích přístrojích nebo ochranných štítech v nemocnicích.

Kromě zmíněných aplikací mají tyto slitiny dlouhou životnost díky vysoké odolnosti proti chemické degradaci a mechanickému opotřebení. Přítomnost niklu a železa v matici přispívá k jejich chemické stabilitě, což umožňuje využití i v prostředích s extrémními podmínkami. Díky jejich jedinečné kombinaci vlastností lze očekávat jejich další rozšíření do nových oblastí, například v pokročilých technologiích kosmického průmyslu nebo v inovativních energetických systémech.

Wolframové pseudoslitiny tedy představují materiály s výjimečnými vlastnostmi, které se uplatňují v širokém spektru průmyslových, vojenských, energetických i lékařských aplikací, a jejich význam v technologicky náročných odvětvích nadále roste.

VÝROBA A RECYKLACE WOLFRAMU

Wolfram se získává z minerálů scheelitu (CaWO₄) a wolframitu ((Fe,Mn)WO₄). Výroba zahrnuje těžbu, drcení, mletí a separaci rudy. Poté následuje chemická extrakce, kde se ruda mění na wolframový oxid (WO₃) a redukuje vodíkem na kovový wolfram. Nakonec se wolfram zpracuje na prášek nebo chemické sloučeniny pro průmyslové využití [9].

Podle ITIA (2019) bylo recyklováno 37 500 t wolframového šrotu, což odpovídá 35 % míře recyklace vstupního materiálu do výroby. Z výrobků na konci životnosti bylo získáno 29 000 t šrotu, což znamená 30 % míru recyklace v rámci celkového životního cyklu wolframu. To ukazuje, že wolfram patří mezi jeden z mála kovů s recyklací nad 25 %, což je významné vzhledem k jeho strategické hodnotě a omezeným zdrojům [10].

Dnešní technologie dokážou recyklovat téměř všechny druhy wolframového odpadu. Zpočátku se recykloval hlavně nový šrot vzniklý při výrobě, ale nyní existují i metody pro starý šrot z výrobků na konci životnosti, které jsou náročnějším procesem pro recyklaci. Různé technologie se liší účinností a spotřebou chemikálií a energie, ale umožňují znovupoužití materiálu bez ztráty kvality, čímž se otevírá cesta k téměř nekonečné recyklaci [10-13].

Budoucí vývoj v oblasti druhotného využití wolframu a jeho slitin se zaměří na zlepšení ekonomiky recyklace, snížení dopadů na životní prostředí a větší flexibilitu zpracování. Kombinace přímé a chemické recyklace maximalizuje využití materiálu při zachování jeho kvality. Přesto bude stále nutné těžit wolfram jako primární surovinu do té míry, pokryla rostoucí poptávku a kompenzovala ztráty.

ZÁVĚR

Wolframové pseudoslitiny se, díky své vysoké hustotě, pevnosti a odolnosti vůči extrémním podmínkám, uplatňují v průmyslových, vojenských, medicínských i energetických aplikacích. Jejich výroba, založená na práškové metalurgii, zahrnuje přípravu směsi, lisování, slinování a tepelné zpracování pro dosažení požadovaných vlastností. Tyto slitiny nacházejí využití v součástech vystavených vysokým teplotám a mechanickému namáhání, jako jsou součásti turbín, reaktorů nebo ochranné materiály v medicíně.

Důležitým aspektem je také recyklace wolframu, která snižuje tlak na přírodní zdroje a podporuje udržitelnost. Vysoká míra recyklace činí wolfram jedním z nejefektivněji recyklovaných kovů. S rozvojem technologií lze očekávat další pokroky v oblasti výroby a zpracování těchto slitin, což podpoří jejich širší využití v technologicky náročných aplikacích.

Poděkování

Tento projekt je spolufinancován ze státního rozpočtu Technologickou agenturou ČR v rámci programu Théta s názvem „In situ dobýjecí stanice pro alternativní poptávku energie jako součást smart technologií v různých technických oblastech.“ (TK05020023).

LITERATURA

- [1] MACHÁČKOVÁ, A.; BÁRTA, O. and BROŽOVÁ, S., 2024. Applications of Tungsten Pseudo-Alloys in the Energy Sector. *Applied Sciences*. Roč. 14, č. 2, p. 647. ISSN 2076-3417. Available at: <https://doi.org/10.3390/app14020647>.
- [2] MACHÁČKOVÁ, A.; BROŽOVÁ, S.; VÁŇOVÁ, P.; SLÍVA, A.; KONEČNÁ, K. et al., 2023. Recyclable Multimetallic High Temperature Materials for Energy Applications. In: *METAL 2023: 32nd International Conference on Metallurgy and Materials*. Brno: Tanger, p. 641-646. ISBN 978-80-88365-12-9. ISSN 2694-9296. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.37904/metal.2023.4739>.
- [3] RŮŽIČKA, J., 2024. Application of multimetallic composites in FESS technology. In: NOVÁK, D.; DROBÍKOVÁ, K. and SKOTNICOVÁ, K. *PhD students' day FMST 2024*. 14. October 2024. Ostrava VSB – Technical University of Ostrava. Faculty of Materials Science and Technology, p. 33-36. ISBN 978-80-248-4790-0.

- [4] RAVI KIRAN, U.; PANCHAL, A.; SANKARANARAYANA, M.; NAGESWARA RAO, G.V.S. and NANDY, T.K., 2015. Effect of alloying addition and microstructural parameters on mechanical properties of 93 % tungsten heavy alloys. Online. *Materials Science and Engineering: A*. Č. 640, pp. 82-90. ISSN 0921-5093. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.046>. [accessed 2025-03-04].
- [5] MAZÁČ, R.; MACHÁČKOVÁ, A.; SEMMLER, M. Rotary Tube Furnace for Sintering Mouldings. National Patent No. PUV 2022-40548, 22 March 2023.
- [6] HÁJÍČEK, M.; SÝKORA, J.; BÁRTA, O.; KLOC, K.; PŘÍMAN, J.; KABÁTOVÁ, J.; KRUPÍČKA, P.; ČÍŽEK, O.; JANOTA, M.; SEMMLER, M.; et al. Automated Oxidation-Reduction Furnace for Recycling Metallic Tungsten into Powder Form. National Patent No. PUV 2023-40695, 27 March 2023.
- [7] OLABI, A.G.; WILBERFORCE, T.; ABDELKAREEM, M.A. and RAMADAN, M., 2021. Critical Review of Flywheel Energy Storage System. Online. *Energies*. Roč. 14, č. 8, p. 2159. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/en14082159>. [accessed 2025-03-04].
- [8] SARKAR, R.; DEEPAK, K.; SINGH, V.; SURAJ, K.; PRABHU, G. et al., 2024. Design of heat-treatment and its effect on Ni-rich matrix of a W-Ni-Co alloy. Online. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. Roč. 122, p. 106734. ISSN 0263-4368. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106734>. [accessed 2025-03-04].
- [9] KURSA, M. and SZURMAN, I., 2013. *Ušlechtilé a drahé kovy: (studijní opory) učební text / scénáře / testy*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava.
- [10] ZEILER, B.; BARTL, A. and SCHUBERT, W.D., 2021. Recycling of tungsten: Current share, economic limitations, technologies and future potential. Online. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. Roč. 98, p. 105546. ISSN 0263-4368. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105546>. [accessed 2025-03-04].
- [11] BROŽOVÁ, S., 2013. Possibility of using pyrolysis and plasma during disposal of plastic parts of electric waste. Online. In: *International Multidisciplinary Scientific GeoConference (SGEM)*. Sofia: Surveying Geology & Mining Ecology Management (SGEM), p. 423-428. Available at: <https://www.proquest.com/conference-papers-proceedings/possibility-using-pyrolysis-plasma-during/docview/1465552329/se-2?accountid=26990>. [accessed 2025-03-04].
- [12] MAKOVSKAYA, O.Yu. and KOSTROMIN, K.S., 2019. Leaching of Non-Ferrous Metals from Galvanic Sludges. Online. *Materials Science Forum*. 946. Roč. 946, pp. 591–595. ISSN 1662-9752. Available at: <https://doi.org/https://doi.org/10.4028/>. [accessed 2025-03-04].
- [13] ŚWIERK, K.; BIELICKA, A.; BOJANOWSKA, I. and MAĆKIEWICZ, Z., 2007. Investigation of Heavy Metals Leaching from Industrial Wastewater Sludge. Online. *Polish Journal of Environmental Studies*. Roč. 16, č. 3, pp. 447-451. ISSN 2083-5906. Available at: <https://www.pjoes.com/pdf-88008-21867?filename=Investigation+of+Heavy.pdf>. [accessed 2025-03-04].

Mega/giga casting – príležitosti a výzvy. Ultraveľký hliníkový odliatok.

Bolibruchová, D. ¹⁾

¹⁾ Žilinská univerzita v Žiline, Strojnícka fakulta, Katedra technologického inžinierstva, Univerzitná 1, 01026 Žilina. Slovenská republika, danka.bolibruchova@fstroj.uniza.sk

Abstrakt

Mega/giga casting je označovaný ako technologická revolúcia vo výrobe automobilov. Čoraz častejšie sa používajú veľké hliníkové odliatky na výrobu automobilových vozidiel, najmä pre elektrické vozidlá s nízkou hmotnosťou a na níženie výrobných nákladov. Keďže väčšina z nich sú štrukturálne komponenty zaťažované kvázistaticky, dynamicky a cyklicky, kvalita a kvantifikovateľný výkon extrémne veľkých hliníkových odliatkov je rozhodujúce pre ich výrobu. Tento článok stručne analyzuje súčasný stav v oblasti výroby ultraveľkých odliatkov, niektoré príklady ich použitia v automobilovom priemysle, ich benefity, výhody a nevýhody. Popisuje na príkladoch aj faktory ovplyvňujúce kvalitu, mikroštruktúru a mechanické vlastnosti ultraveľkých tvarovo zložitých hliníkových odliatkov.

Kľúčové slová: Gigacasting; Megacasting; Ultraveľké hliníkové a horčíkové odliatky

Abstract

Mega/giga casting is referred to as a technological revolution in automobile manufacturing. Large aluminum castings are increasingly used for the production of automotive vehicles, especially for electric vehicles with low weight and to reduce production costs. Since most of them are structural components loaded quasi-statically, dynamically and cyclically, the quality and quantifiable performance of extremely large aluminum castings is crucial for their production. This article briefly analyzes the current state of the art in the field of ultra-large castings, some examples of their use in the automotive industry, their benefits and advantages. It also describes the factors affecting the quality, microstructure and mechanical properties of ultra-large complex aluminum castings.

Keywords: giga casting, mega casting, ultra large aluminum and magnesium castings

ÚVOD

Giga/mega casting je sofistikovaná technológia tlakového odlievania hliníkových zliatin. Termín „giga“ odráža tradíciu Tesly nazývať svoje výrobné závody „Gigafactories“. Iní výrobcovia automobilov opisujú podobné technológie ako „megaprocesy s megapressmi“. A niektorí hovoria o ultraveľkých odliatkoch.

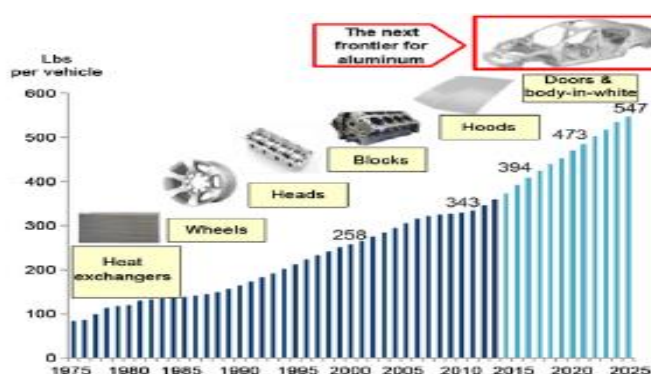
Giga/mega casting umožňuje pomocou zariadení giga/mega press výrobu obrovských dielcov automobilových súčastí, karosérií apod. Ide o tlakové liatie hliníkových zliatin, ktorým sa vyrábajú rozmerovo veľké odliatky (napr. predná aj zadná časť skeletu karosérie prepojená takzvanou integrovanou batériou, vane na batérie apod.).

Cieľom výroby ultraveľkých hliníkových odliatkov sú požiadavky automobilového priemyslu na zníženie hmotnosti automobilu, na zlepšenie palivovej účinnosti spaľovacích motorov a hlavne spotrebu energie batérií v elektrických vozidlách [1].

Podľa Duckera [2] používanie hliníkových zliatin v automobilovom sektore zaznamenalo za posledné štyri desaťročia obrovský rast s minimálne 3,5 % ročnou mierou rastu. Hmotnostný podiel hliníkových odliatkov v automobile výrazne narastá (obr. 1).

Ako elektrifikácia vozidla napreduje, zrýchľuje sa dopyt najmä hliníkových tvarových odliatkov. Tento trend je poháňaný potrebou kompenzácie hmotnosti napr. veľkých akumulátorov/batérií s cieľom predĺžiť jazdu rozsah vozidiel.

V priebehu rokov sa hliníkové tvarové odliatky používali hlavne v hnacom ústrojenstve motora ako sú bloky motorov, hlavy valcov na komponenty prevodovky, puzdrá atď. V súčasnosti dochádza k prechodu na karosérie a podvozky vozidla, najmä na vane batérií elektrických vozidiel, s cieľom znížiť aj výrobné náklady [2].



Obr. 1: Podiel hmotnosti hliníkových odliatkov vo vozidle [2]. Z 84 libier na vozidlo v roku 1975 na 459 libier v roku 2020 a 556 libier sa predpokladá na rok 2030, pričom väčšina (> 50 %) (prepočet 1 libra = 0,453 kg)

Cieľom prednášky je poskytnúť kritickú analýzu kľúčových faktorov, ktoré ovplyvňujú kvalitu, mikroštruktúru a vlastnosti takto vyrobených odliatkov, načrtnúť príležitosti a výzvy danej technológie.

Výhodami a benefitmi technológie giga/mega castingu sú:

a) *Zjednodušená výroba*: umožňuje vytváranie veľkých integrálnych dielov, ktoré nahrádzajú viacero menších komponentov, čo zjednodušuje proces montáže. Toto *skraca* výrobný čas, *minimalizuje* zložitost dodávateľského reťazca a *znižuje* náklady na pracovnú silu, vďaka čomu je výrobný proces efektívnejší. Udáva sa zníženie počtu dielov (60 +), ktoré sa predtým museli jednotlivo lisovať, vytláčať, odlievať apod. a zostavovať do subsystému karosérie t. j. ultraveľké odliatky umožňujú znížiť hmotnosť karosérie vozidiel, zjednodušiť výrobu nahradením veľkého množstva dielov apod. [3, 4].

b) *Zlepšená štruktúrna integrita odliatku*: jednotlivé komponenty majú zvýšenú tuhosť a tým aj odolnosť a vyššiu bezpečnosť vozidla.

c) *Zníženie hmotnosti*: Znížením počtu dielov a zvarov znižuje technológia aj celkovú hmotnosť vozidla. To je výhodné najmä pre elektrické vozidlá, pretože ľahšie autá majú väčší dojazd a vyššiu energetickú účinnosť.

d) *Zníženie nákladov do investícií nástrojov*: udáva sa cca 40 %.

e) *Flexibilita inovatívneho dizajnu*: umožňuje vytvárať jedinečné štruktúrne tvary, ktoré je ťažké alebo nemožné dosiahnuť tradičnými metódami. Táto flexibilita je výhodná najmä pri výrobe nízkoobjemových modelov s veľkým množstvom prispôbení.

f) *Vplyv na životné prostredie*: Zníženie odpadového materiálu a možnosť používať recyklované materiály v rámci procesu prispievajú k menšej ekologickej stope. Integrácia napr. bionického dizajnu (Mercedes-Benz) s megacastingom optimalizuje využitie materiálu, ale je v súlade aj s cieľmi v oblasti udržateľnosti [3, 4].

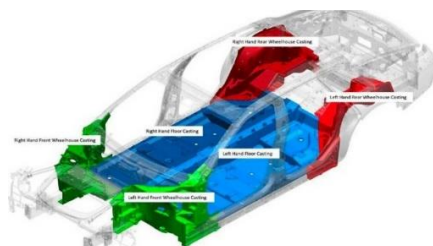
Možnosti využitia ultraveľkých hliníkových odliatkov

Priekopníkom v gigacastoch bola automobilka Tesla, ktorá používa predné a zadné hliníkové giga odliatky (obr. 2) v modeli Y [5], v porovnaní s modelom 3. Tieto dva odliatky nahradili 171 dielov (väčšinou plechové výlisky spolu s niektorými menšími odliatkami), eliminovalo 1 600 zvarov, a odstránilo sa 300 robotov. Oba sú vyrábané giga castingom (HDPC) so 6 000 t uzamykacou silou [6].



Obr. 2: Tesla model Y s giga odliatkami [5]

General Motors použil šesť hliníkových ultraveľkých odliatkov na vytvorenie jedného celku spodnej konštrukcie karosérie pre vozidlo Cadillac Celestiq [7] (obr. 3).



a) [1]



b) [3]



c) [3]

Obr. 3: Cadillac Celestiq s mega odliatkami, ktoré tvoria spodnú konštrukciu karosérie, rám podvozku

Každý mega odliatok nahradil viac než 30 jednotlivých dielov. Tieto komponenty tvoria prednú a zadnú konštrukciu spolu s dvoma odliatkami dlhými 2,5 metra, ktoré sú zlepené a bodovo zvarené, aby vytvorili jednotnú podlahovú dosku (obr. 3 b). To umožňuje použiť pri opravách už dnes osvedčené postupy. Podobne uvažuje aj Toyota, ktorá zvažuje použitie giga liatia, ale spôsobom, ktorý by nepredražoval a nekomplikoval opravy. Karoséria by sa tak skladala z väčšieho počtu odliatkov, ako je to pri Tesle. Nie je tajomstvom, že práve Tesly Y sú strašiakom poisťovní, pretože aj pri malom poškodení je vozidlo z dôvodu giga-castingu prakticky neopraviteľné.

V rámci informácie je tiež nutné dodať, že sa na Slovensku začala sa výstavba novej továrne Volvo, ktorá bude využívať technológiu Giga Press s uzamykacou silou 9000 t. Ultraveľké odliatky by sa mali vyrábať pre elektrické vozidlá Volvo.

Výzvy s ultraveľkými hliníkovými odliatkami

Výzvy sú spojené s mimoriadne veľkými hliníkovými odliatkami napriek príležitostiam a niektorým výhodám, ako už bolo v predchádzajúcom spomenuté. Výzvy súvisia hlavne s kvalitou týchto odliatkov.

Proces výroby kvalitného ultraveľkého hliníkového tvaru odliatku je mimoriadne náročný nielen kvôli veľkosti giga odliatku ($\sim 1\text{--}2\text{ m} \times 1,5\text{--}2\text{ m} \times 0,5\text{ m}$), ale súvisí aj s *obrovskou maticou/* formou na jeho výrobu. Napríklad *vysoká uzatváracia sila* giga pressu (plocha odliatku viac ako $1,5\text{ m}^2$), *obrovské prídavné zariadenia* roboty/žeriavy atď. Veľkosť matrice a najmä *teplotný režim formy* sú veľkou výzvou.

Taktiež problematickým sa ukazuje *proces tuhnutia* giga odliatkov. Počas procesu odlievania hrubšie časti odliatkov prirodzene vychladnú a stuhnú oveľa pomalšie ako tenšie časti. Keď hrubé časti začnú tuhnúť a zmršťovať sa, okolité úseky už stuhli. Výsledkom je *väčšie zmršťovanie, vznik pórovitosti a iných zlievarenských chýb*. Okrem toho, obrovské veľkosti mega odliatkov vedú k dlhšej vzdialenosti toku kovu. Uvedený fakt má za následok taktiež viac chýb odliatkov, ako napr. je zachytený vzduch, oxidy apod. Komplikovanosť odliatkov so zložitými geometriami, integrovanými výstupkami, hlbokými rebrami, rôznymi hrúbkami stien, dĺžkou toku na vyplnenie celej dutiny mega/giga odliatku vytvára podmienky na vznik veľkého množstva *tepelných uzlov*, studených spojov, externe stuhnutých kryštálov apod.

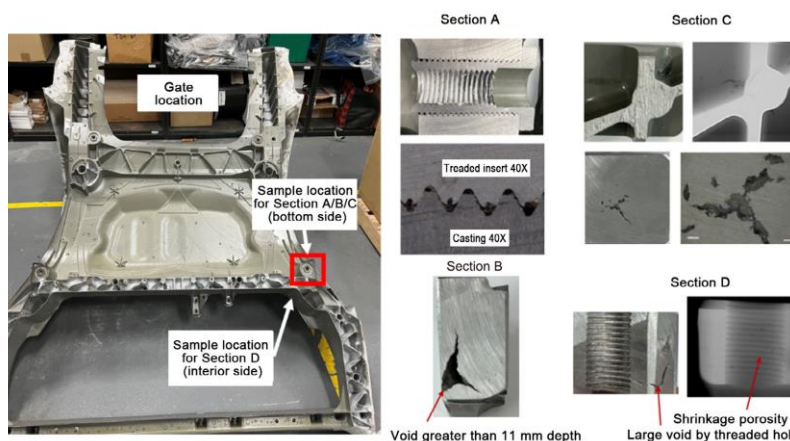
Množstvo kovu vtláčaného giga pressmi do dutiny formy sa pohybuje turbulentne, čo výrazným spôsobom zvyšuje *reoxidačné procesy* a tým aj tvorbu oxidov.

Mnoho ďalších aspektov procesu (napr. vákuum, mazanie formy, *tepelný manažment formy, vyhadzovanie dielov* atď.) je oveľa komplikovanejšie pri mega/giga odliatkoch. Preto je mimoriadne náročné vyrobiť napr. celú prednú/zadnú časť, spodok karosérie alebo vane na batérie ako jeden obrovský vysokokvalitný odliatok. Miera vratného materiálu vzhľadom na zdravosť odliatkov môže byť veľmi vysoká [1].

Z uvedených skutočností je možné konštatovať, že proces výroby giga/mega odliatkov je náchylný na vznik množstva chýb. A preto *najväčšími výzvami sú predikcia kvality odliatkov*.

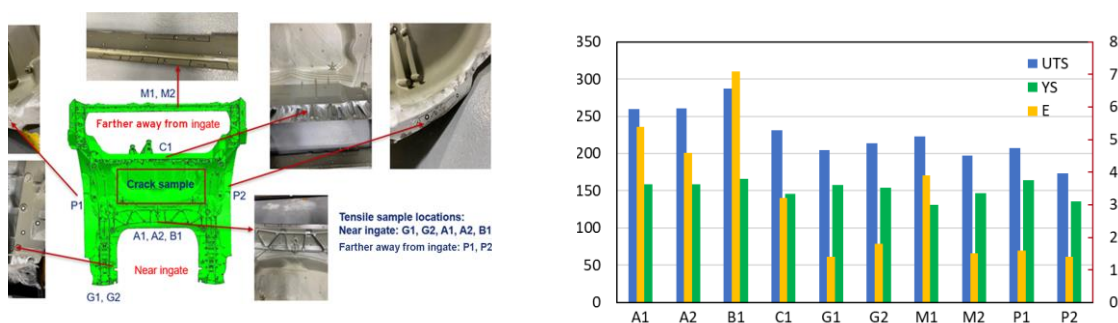
Príklady hodnotenia odliatku

Keďže je veľmi málo publikovaných výstupov s analýzou chýb a reálnych problémov, prezentujem iba jeden giga odliatok (obr. 4) s popisom chýb v rôznych častiach. Identifikované boli stiahnutiny, pórovitosť a zahľtený plyn.



Obr. 4: Analýza chýb v rôznych častiach giga hliníkového odliatku [1]

Dosiahnutie rovnakých, resp. podobných vlastností v hodnotených častiach mega odliatku napr. mechanických vlastností bude veľmi náročné ako ukazuje obr. 5. Ako je možné vidieť, mechanické vlastnosti sa výrazne líšia v rôznych hodnotených miestach. Medza pevnosti v ťahu (UTS) sa pohybuje od 175 do 280 MPa, ťažnosť (E) od cca 1 % do 8 %, čo sú veľmi veľké rozdiely v mechanických charakteristikách. Medza klzu (YS) má relatívne stabilné hodnoty. Tieto veľké zmeny mechanických vlastností (obzvlášť nízka pevnosť a ťažnosť) sa pripisujú zlej kvalite odliatku, najmä prítomnosťou množstva chýb odliatkov.



Obr. 5: Mechanické charakteristiky v rôznych miestach giga/mega odliatku [1]

Materiály pre ultravelké odliatky

S dlhou dĺžkou toku kovu v ultravelkej dutine formy, zliatiny by mali mať lepšiu zabiehavosť vrátane vysokej tekutosti a nízkeho zmrštenia a nízkeho sklonu k trhlinám za tepla. Tekutosť je dôležitou vlastnosťou zabiehavosti hliníkových zliatin. Ak tekutosť zliatiny je uspokojivá, čo znamená, že zliatina má dobrú plniacu schopnosť formy, je vhodná na získanie odliatkov s presnými rozmermi a kvalitným povrchom [4]. Zabiehavosť ako je všeobecne známe je ovplyvnená mnohými faktormi, napr. ako je chemické zloženie, teplota liatia, vlastnosti formy

a štruktúra/geometria formy [8]. V zliatinách hliníka na báze Al-Si je Si je dôležitým prvkom ovplyvňujúcim nielen tekutosť, ale aj zmršťovanie. Pomáha takmer eutektické zloženie zliatin (10 hm. % až 12 % hm. Si). Ale, eutektické zloženie hliníkových zliatin, mnohokrát znižuje ťažnosť, nemožnosťou účinne modifikovať eutektický Si

Ďalšou problematikou je *tepelné spracovanie* giga odliatkov. Variuje sa s rôznymi režimami s dôrazom na teploty a doby starnutia. Ultraveľké odliatky nie sú podrobené úplnému tepelnému spracovaniu napr. T7.

Ako kompromis sa používajú hliníkové zliatiny s ~7 hm.% Si a menej, čo v našich končinách pre odliatky HDPC nie je typické. Od týchto zliatin sa očakáva vyvážená zabiehavosť a vhodné mechanické charakteristiky vrátane ťažnosti. V tab. 1 sú uvedené chemické zloženia hliníkových zliatin v súčasnosti používaných v mega/giga odliatkoch.

Tab. 1: Chemické zloženie v súčasnosti používaných zliatinách pre ultraveľké odliatky [1]

Alloy (wt.%)	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	V	Sr
Aural 5 (Magna)	6.0–8.0	<0.03	0.1–0.6	0.2 max.	0.3–0.6	<0.08		0.014–0.017
C611 (EZCast, Alcoa)	6.0–9.0	<0.05	0.15–0.3	0.15 max.	0.4–0.8	<0.1		0.01–0.03
AA386 (Tesla used)	6.0–11.0	0.3–0.8	0.1–0.4	0.5 max.	0.3–0.8	0.15 max.	0.05–0.15	0.01–0.03

Okrem nízkeho obsahu Si, malého množstvo Mg, vyššieho obsahu Mn sú zaujímavé obsahy Ti a V ako očkovač a Sr ako modifikátor. Množstvo Cu je minimalizované na minimum. Všetci výrobcovia zdôrazňujú výrazne škodlivý účinok Cu na zabiehavosť, koróziu odolnosť, tvorbu Cu-fáz s nízkou teplotou tavenia, rozširovaním intervalu tuhnutia s následným zvýšením pórovitosti a náchylnosti odliatkov na praskanie, nižšou odolnosťou voči trhlinám za tepla. Preto sa neodporúča používať zliatiny s vyšším obsahom Cu pre konštrukčné aplikácie karosérií.

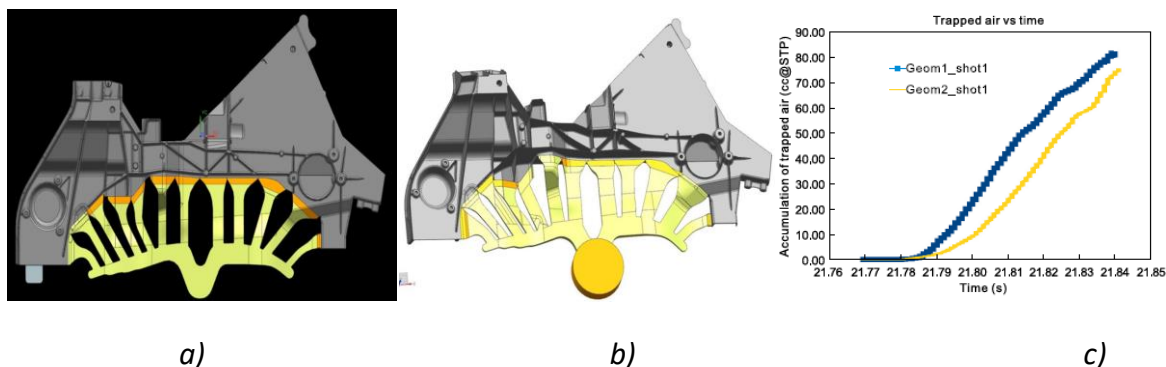
Odporúča sa taktiež používať výhradne primárne zliatiny.

Návrh vtokovej sústavy pre ultraveľké odliatky – jednoduchá prípadová štúdia

Návrh vtokového systému je v tomto prípade obzvlášť dôležitý. Ako je všeobecne známe, optimálny dizajn vtokovej sústavy môže výrazne znížiť turbulentné prúdenie roztaveného kovu, čím sa minimalizuje množstvo plynu a reoxidačných splodín. Pre výrobu kvalitných hliníkových odliatkov, sa musí použiť návrh pretlakového vtokového systému. Vo všeobecnosti, rýchlosť taveniny počas plnenia formy by sa mala udržiavať pod kritickou rýchlosťou $0,5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ [12] aby sa zabránilo turbulenciám taveniny a strhávaniu oxidického filmu. Pre HPDC je však potrebné dokončiť plnenie formy v priebehu krátkeho času. Minimálna rýchlosť taveniny v prítokoch sa zvyčajne riadi okolo $40 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, čo je 80krát viac ako kritická rýchlosť.

Obrázok 6 zobrazuje príklad dvoch návrhov vtokových sústav pre ultraveľké odliatky. Malé zmeny napr. v zaústení vtokovej sústavy, hrúbky zárezov apod. medzi príkladmi a) = 1 na grafe 6c a b) = 2 na grafe 6c) môže viesť napr. k odlišnému množstvu unášaného vzduchu počas

plnenia formy, ako je znázornené na obr. 6c. Návrh 2 pravdepodobne znižuje zachytený vzduch počas fáz plnenia pomocou napr. použitím širších zárezov.



Obr. 6: Návrh 2 typov zaústení vtokových sústav pre ultraveľké odliatky a), b);
c) Integrálne porovnanie zachyteného vzduchu medzi dvoma konštrukčnými typmi vtokových sústav [1]

Teplota formy

Kvôli zložitosti geometrie mega odliatkov a meniacej sa hrúbky steny v odliatku, ideálna teplota formy by nemala byť rovnaká v celej dutine formy. Na dosiahnutie ideálneho rozloženia teploty formy je odporúčaný systém ohrevu a chladenia tj. lokálny teplotný manažment.

Teplota liatia

Na dosiahnutie optimálnej kvality odliatku a požadovaných mechanických vlastností sa odporúča cca o 50 až 100 °C vyššia ako teplota tavenia zliatiny. Súvisí to s oveľa dlhšou vzdialenosťou toku kovu v porovnaní s bežnými odliatkami. Stanovenie optimálnej teploty liatia v je veľmi dôležité pre kvalitu odliatkov, ale aj pre životnosť formy.

Rýchlosť a čas liatia, spôsob ochrany formy, lineárne zmraštenie a zmeny rozmerov giga odliatkov, ale aj ďalšie technologické parametre sú veľmi dôležité k odlievaniu zhodných a kvalitných odliatkov, ale v článku nebudú rozoberané.

Uhlíková stopa a udržateľnosť

Na výrobu ultraveľkých odliatkov sa odporúča používanie primárnych zliatin, bez vratného materiálu čo robí z výroby proces vysokou uhlíkovou stopou. Preto je snahou zvýšiť podiel vratného materiálu vo vsádzke. Napr. Volvo uvádza, že jeho projekt mega-casting by chcel výrobu udržateľnosti uhlíkovej neutrality dosiahnuť do roku 2040 [10].

Taktiež opravy giga odliatkov automobilov by boli veľmi nákladné a časovo náročné. Na rozdiel od opravy vozidla bez mega/giga odliatkov môže mechanik jednoducho odstrániť a vymeniť poškodenú časť [4, 9]. Na vyriešenie tejto výzvy je potrebné navrhnuť *ultraveľký odliatok „na opravu“*. Napríklad General Motors navrhli dizajn ultraveľkého jednodielneho odliatku s jednoduchou opravou zahŕňajúcu aspoň jednu vopred definovanú vymeniteľnú časť integrálne odliateho hlavného telesa [11, 12]. Poškodená vymeniteľná časť by sa z hlavného telesa vyrezala. Vyrezané poškodené vymeniteľné diely môžu byť nahradené náhradným dielom, ktorý má rovnakú geometriu, rozmery a mechanické vlastnosti ako nepoškodená

vymeniteľná časť. Náhradná časť môže byť pripojená k hlavnej časti napr. skrutkovaním alebo zvaraním.

Udržateľnosť súvisí so znížením hmotnosti vozidiel a tým môže pomôcť znížiť emisie CO₂ počas jeho prevádzkového životného cyklu. Tento prístup však môže výrazne zvýšiť skleníkové plyny zvýšením výroby primárnej hliníkových zliatin pre ultraveľké odliatky. Riešením je recyklácia hliníkových zliatin, možnosť využitia vratného materiálu a tým vyriešiť tzv. „hliníkový paradox“. Použitie recyklovaných hliníkových zliatin namiesto primárnych môže viesť k ~90 % zníženie emisií CO₂.

Niektoré **súhrnné fakty** o giga/mega castingu:

- výroba odliatku zvyčajne trvá približne dve minúty;
- výrobca vozidiel, ktorého cieľom je ročná produkcia 500 000 batériových elektrických vozidiel, ktoré zahŕňajú diely pre zadnú časť auta, by potreboval štyri až päť giga lisov;
- ročná produkcia týchto komponentov môže predstavovať približne 120 000 dielov v závislosti od veľkosti závodov;
- dizajnové aspekty tlakového liatia: hrúbka steny: 2-5 mm, čo umožňuje optimálne stuhnutie a pevnosť;
- rebrová štruktúra: implementácia inteligentnej rebrovej štruktúry zvyšuje mechanickú integritu a chladiacu účinnosť odlievajúcich dielov;
- výber zliatin pre giga odliatky s dôrazom na proces bez tepelného spracovania;
- mechanické vlastnosti: $R_m=200$ MPa; $R_{p0.2}$: 135 MPa; A: 8 %;
- manažment vyrovňovania mega odliatkov;
- možnosti merania apod.

ZHRNUTIE

Ultraveľké hliníkové odliatky poskytli nové trendy v automobilovom priemysle, a môžu spôsobiť revolúciu v návrhoch a výrobe konštrukcie karosérie vozidiel. V súčasnosti sa ultraveľké hliníkové odliatky používajú hlavne na odliatky spodnej konštrukcie karosérie. Tieto mega odliatky nahradia desiatky a stovky malých súčiastok vyrábaných lisovaním, odlievaním apod. Odstránia sa procesy zvarovania, čo zjednoduší výrobu; zníži sa hmotnosť ultraveľkých odliatkov oproti štrukturálnym odliatkam a predpokladá sa úspora nákladov.

Napriek mnohým lákavým výhodám, aplikácia ultraveľkých odliatkov predstavuje určité problémy, ako napr. dosiahnutie kvality odliatkov a rozmerových tolerancií, použiteľnosť a udržateľnosť materiálov. Opraviteľnosťou možno zlepšiť udržateľnosť ultra veľkých hliníkových odliatkov prostredníctvom prijatia návrhu koncepcie opravy a použitia udržateľných (recyklovaných) hliníkových zliatin. Kvalitu týchto odliatkov a mechanické vlastnosti možno pozitívne upraviť optimálnou konštrukciou vtokového systému a optimalizáciu procesu odlievania pomocou

nástrojov virtuálneho odlievania. Ultraveľké rozmerové tolerancie a stabilita odliatku môžu byť zaistené prostredníctvom zvyškového napätia) [1].

Napriek týmto pokrokom, niektorí kritici vyjadrujú obavy z možných problémov s kvalitou a flexibilitou súvisiacimi s touto metódou. Keďže však priemysel zápasí s udržaním ziskovosti pri rastúcich nákladoch na suroviny, čoraz viac sa spolieha na takéto inovatívne riešenia [2].

Nie všetci výrobcovia automobilov sú však presvedčení o výhodách. Obavy z dizajnu produktu a výzvy súvisiace s opravou konštrukčných chýb pri tlakovom liatí veľkých modulov viedli niektoré spoločnosti, ako napr. Volkswagen, k prehodnoteniu prijatia tejto technológie.

Podakovanie

Tento článok bol vytvorený s podporu projektu KEGA003ŽU-4/2024.

POUŽITÁ LITERATÚRA

- [1] QI-GUI WANG, ANDY WANG, AND JASON CORYELL (2024), *Advanced Materials Technology & Virtualization*, GM Global Technical Center, Warren, MI USA, China Foundry, N.5, s. 397-408.
- [2] DUCKER FRONTIER (2020). *2020 North America light vehicle aluminum content and outlook*. Final Report Summary: July 2020.
- [3] Farshid Hesami: <https://www.linkedin.com/pulse/giga-casting-presses-automotive-industry-farshid-hesami-jmumf/>
- [4] HARTLIEB, A., HARTLIEB, M. (2023) *The impact of giga-castings on car manufacturing and aluminum content*. <https://www.lightmetallage.com/news/industry-news/automotive/the-impact-of-giga-castings-on-car-manufacturing-and-aluminum-content>, July 10.
- [5] HARDIGREE M. (2023) *How Tesla made 'gigacasting', the most important word in the car industry*. <https://www.theautopian.com/how-tesla-made-gigacasting-the-most-important-word-in-the-car-industry>, Sept. 14.
- [6] ABRAHAM A. K. (2023) *Automotive materials in an evolving landscape*. Ducker Carlisle, January 24.
- [7] MIHALASCU D. (2022) *Cadillac takes a page from Tesla's book, uses mega castings on Celestiq*. <https://insideevs.com/news/617108/cadillac-takes-page-from-tesla-book-uses-mega-castings-on-celestiq>, October 18.
- [8] GAO Y, LIAO H, SUO X, et al. (2019) *Prediction of fluidity of casting aluminum alloys using artificial neural network*. In: *Proceedings of Materials Science & Technology (MS&T2019)*, Sept. 29-Oct. 3, Portland USA.
- [9] SCHUH G, BERGWELER G, DWOROG L, et al. (2022) *Opportunities and risks of mega-casting in automotive production – The aluminum die-cast body in white*. Düsseldorf: VDI Fachmedien, www.researchgate.net/publication/363880399, September.

- [10] ZHAN H, ZENG G, WANG Q, et al. (2023) *Unified cast (UniCast) aluminum alloy – Resolving sustainability paradox material solution for vehicle lightweighting*. Journal of Materials Science & Technology, 154: 251–268.
- [11] WILSON D J, WANG L, WANG Q, et al. *Repair ultra-large casting*. US Patent Application No.: 20230356293.
- [12] WILSON D J, WANG L, WANG Q, et al. *Method of in-situ repair of an ultra-large single-piece casting*. US Patent Application No.:20230339052.
- [13] CAMPBELL J. Castings (2023) 2nd edition. Butterworth-Heinemann, June 12.

Tepelné zpracování tvarových vložek GIGA forem pro GIGA Casting

Stanislav, J.¹⁾

¹⁾ JST Consultancy, Liberec, stanislav.jirka@gmail.com

Abstrakt

V poslední době se stále hovoří o GIGA factory a gigantických strojích pro tlakové lití s uzavírací silou až 16 000 tun, s rozměrem upínací desky 4x4 m, maximálním rozměrem formy 2,6x2,6 m a hmotností odlitku až 300 kg. Je vůbec možné pro takto gigantické stroje vyrábět formy? A když ano, jak je tepelně zpracovávat, tak abychom dodržovali podmínky Nadca 207:2025.

Klíčová slova: Tepelné zpracování; Kalení; Popouštění; Nadca-207

ÚVOD

Základním východiskem je specifikace CQI-27 od AIAG [1], samo hodnotící proces pro slévárny vyrábějící díly pro automobilový průmysl. Tato specifikace v bodě H1.7 a H1.8 říká, že tlakové formy pro HPDC a slitiny Al se musí vyrábět dle Nadca 207:2025. Obdobně to platí pro slitiny Mg v bodě I1.7 a I1.8, a stejně tak i pro HPDC, slitiny Zn, body J1.7 a J1.8.



Obr. 1: Zjednodušená mapa předpisů pro výrobu forem pro tlakové lití

Základem úspěchu výroby forem pro tlakové lití je vstupní materiál. Jeho kvalita je dána přesným chemickým složením s omezením nežádoucích prvků jako je P a S, mikročistota, dobře prokovaná struktura s minimální velikostí zrna 7 a minimální množstvím primárních karbidů. Jak tyto vlastnosti definovat při nákupu je popsáno v Nadca 207:2025 [2]

Pokud takovýto materiál nakoupíme a zkontrolujeme, že všechny jeho požadované vlastnosti byly dodány, obvykle formou vstupních rázových zkoušek, můžeme začít vyrábět tvarové vložky do formy. Následuje tepelné zpracování ve formě kalení a popouštění v souladu s Nadca 207:2025.

Tady ale již narazíme na problém. Formy pro GIGA casting jsou stejně gigantické jako lisy. Abychom zachovali nakupované vlastnosti oceli, musíme dodržet postupy dle Nadca

207:2025. Jenže v rozměrech, které odpovídají potřebám GIGA castingu narazíme na problém. Pro tepelné zpracování potřebujeme GIGA pece. Ty stávající, dostupné na trhu, nám nestačí.

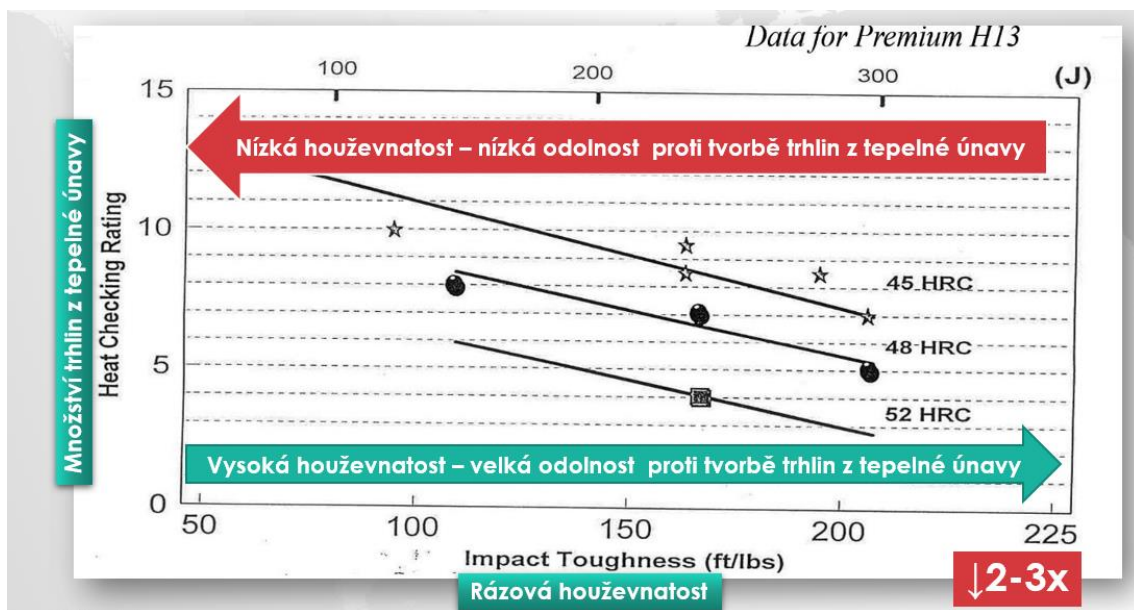
Tak jako nástrojárna potřebuje pro výrobu GIGA forem 120 tun jeřáb a 200 tun tuširovací lis jako potřebné minimum, to samé platí i pro vakuové pece pro kalení tvarových dílů pro GIGA formy. O tom ale prozatím nikdo nemluví, i když se dá logicky vyvodit, že to bude stejně důležité pro výslednou životnost formy, jako je to důležité u stávajícího tepelného zpracování tlakových forem standardních rozměrů.

POŽADAVKY NA TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ DLE NADCA 207:2025

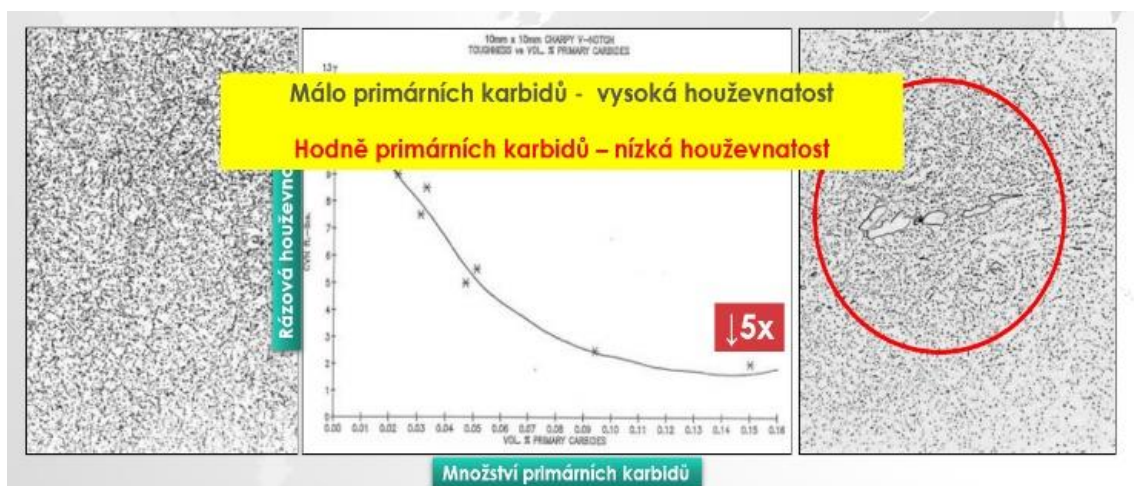
Základním parametrem hodnocení úspěšnosti tepelného zpracování je hodnocení rázové houževnatosti po kalení a popouštění u každé vložky. Cílem je maximální rázová houževnatost materiálu a dosažení jejích parametrů dle Nadca 207:2025. Aby toto bylo splněno, musíme vzít v úvahu následující kritéria:

- **Kritérium 1** – Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy v závislosti na houževnatosti (Obr. č. 1),
- **Kritérium 2** – Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy v závislosti na množství primárních karbidů (Obr. č. 2)
- **Kritérium 3** – Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy v závislosti na velikosti zrna (Obr. č. 3)
- **Kritérium 4** - Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy v závislosti na strukturních vlastnostech materiálu po kalení, nejvyšší hodnoty dosahuje 100% martenzitická struktura, (Obr. č. 4)
- **Kritérium 5** - Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy v závislosti na precipitaci karbidů, na tvorbě bainitu či perlitu při kalení, a to vše v závislosti na rychlosti ochlazování (Obr. č. 5)
- **Kritérium 6** – Odolnost materiálu proti tvorbě trhlin z tepelné únavy a vliv teplot popouštění na tvorbu sekundárních karbidů v zakázané oblasti popouštění (Obr. č. 6).

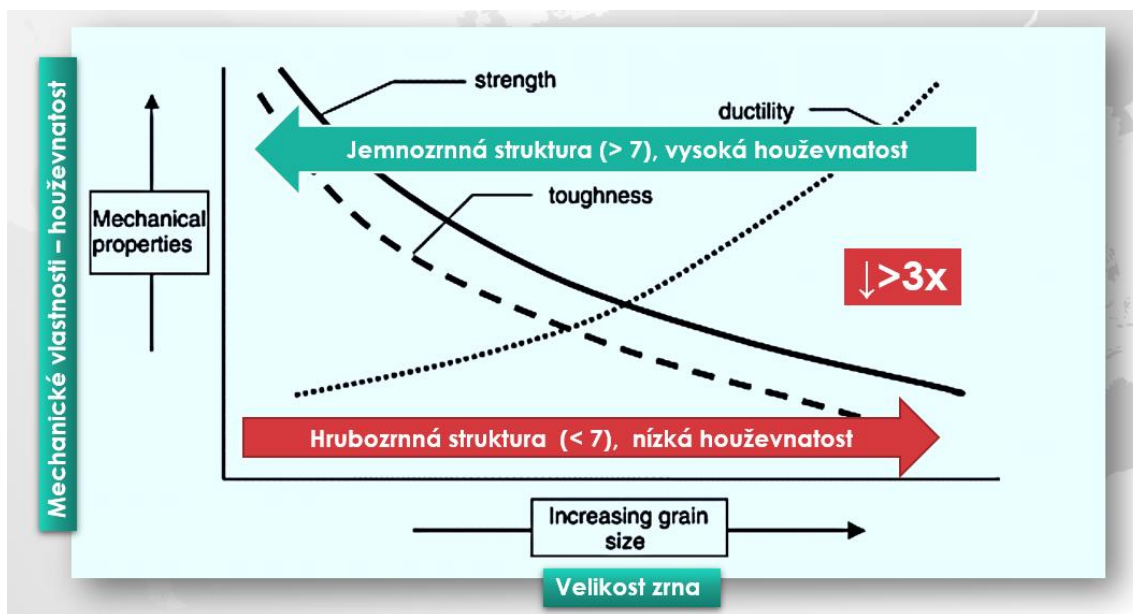
Celkový výsledek tepelného zpracování bude kombinací naplnění všech kritérií 1 až 6.



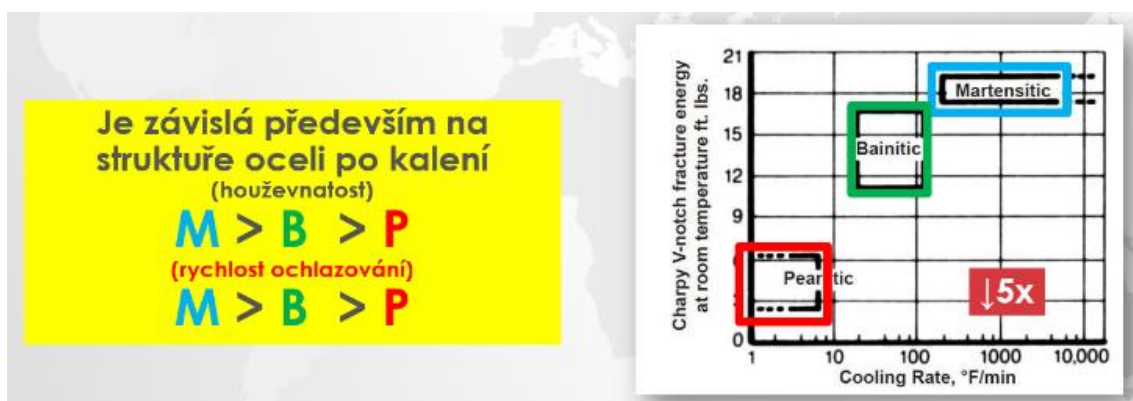
Obr. 2: Vztah mezi rázovou houževnatostí a množstvím trhlin z tepelné únavy [3]



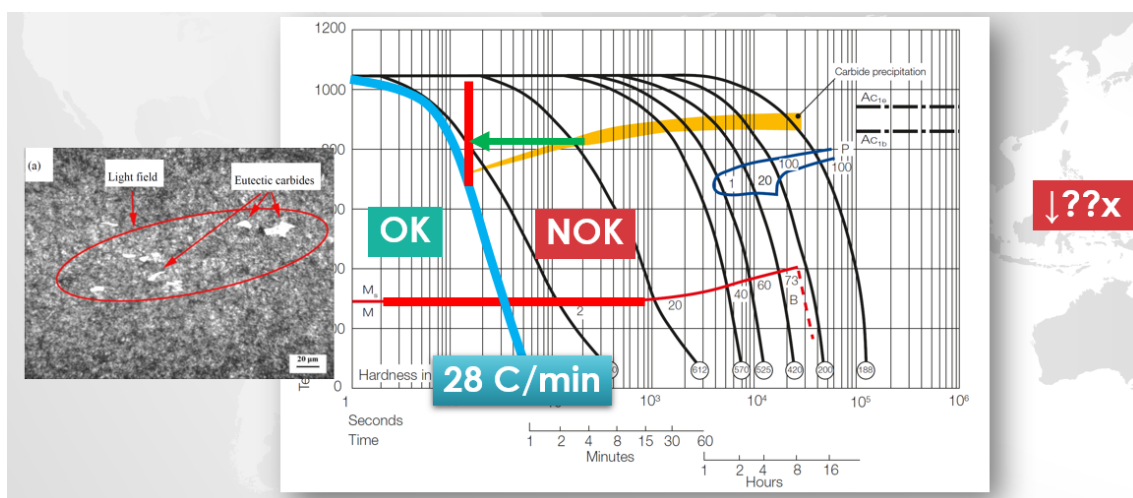
Obr.3: Vztah mezi množstvím primárních karbidů a rázovou houževnatostí [4]



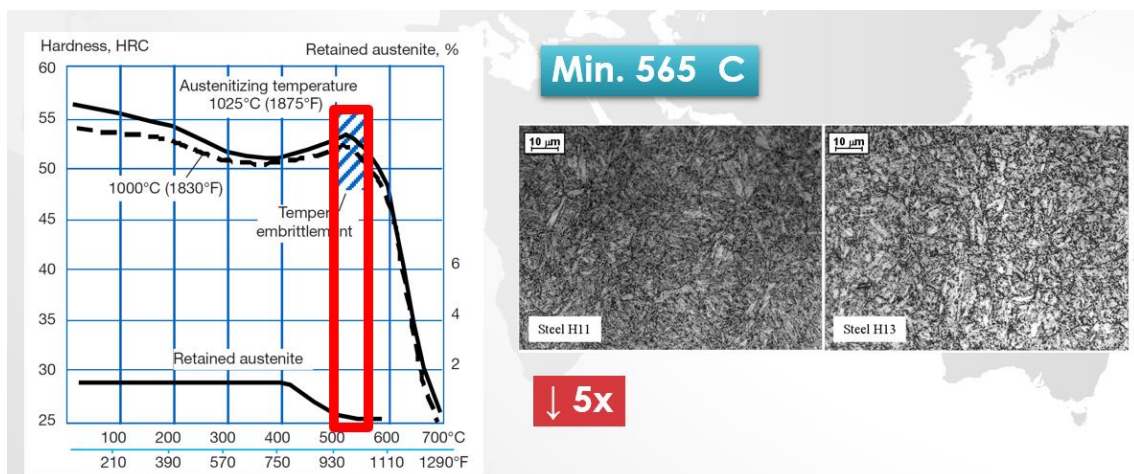
Obr. 4: Vztah mezi houževnatostí a velikostí zrna [5]



Obr. 5: Závislost mezi rázovou houževnatostí oceli a jejími strukturními vlastnostmi po kalení [1]



Obr. 6: Závislost mezi rychlostí kalení a precipitací nežádoucích karbidů, tvorbě bainitu a perlitu



Obr. 7: Závislost výsledné houževnatosti na teplotě popouštění

Při hodnocení vlivu jednotlivých kritérií musíme konstatovat, že **Kritéria 2 a 3 souvisí s nakupovaným stavem oceli** a nemáme na ně vliv. Máme ale možnost tyto vlastnosti správně objednat a zkontrolovat ještě před započítím obrábění. **Kritéria 4 a 6** jsou plně v rukou kalírny. **Kritéria 1 a 5** jsou kombinací obojího. U **Kritéria 5** pak existuje ještě možnost změny materiálu a předepsat si typ oceli, lépe vyhovující cílovým hodnotám.

V každém případě úkolem kalírny a tepelného zpracování je udržet nakupované vlastnosti oceli a nezhoršit je. **Není ale žádný způsob jak je zlepšit.**

POŽADAVKY NA FORMY A ZAŘÍZENÍ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

U **GIGA** forem máme zcela zásadní problém s **Kritériem 5**. Musíme kalit tak rychle, jak to jde, abychom docílili rychlost ochlazování minimálně 28 C/min, resp. 100% martenzitické struktury. Vzhledem k rozměrům vložek to není jednoduchý úkol. Typická **GIGA** forma má hmotnost až 200 tun, tedy každá polovina do 100 tun, velikost jednotlivých tvarových vložek bude rovněž v tunách.

Např. podle toho co bylo publikováno, Volvo Košice bude mít dva lisu, každý s uzavírací silou 9 000 tun. Upínací deska lisu má 4,1 x 4,1 m, velikost formy až 2,6 x 2,6 m.



Obr. 8: GIGA lis IDRA [6]



Obr. 9: Příklad dělení formy na menší díly

Abychom mohli vůbec uvažovat s tepelným zpracováním vložek do takovéto **GIGA** formy, musíme začít uvažovat jak a kde tyto vložky kalit. Jak již bylo řečeno v **Kritériu 5**, maximální odolnost proti tepelné únavě docílíme kalením na 100% martenzit. Jenže zde narazíme na **fyzikální zákony vztažené jak k oceli, tak i k vakuové peci**.

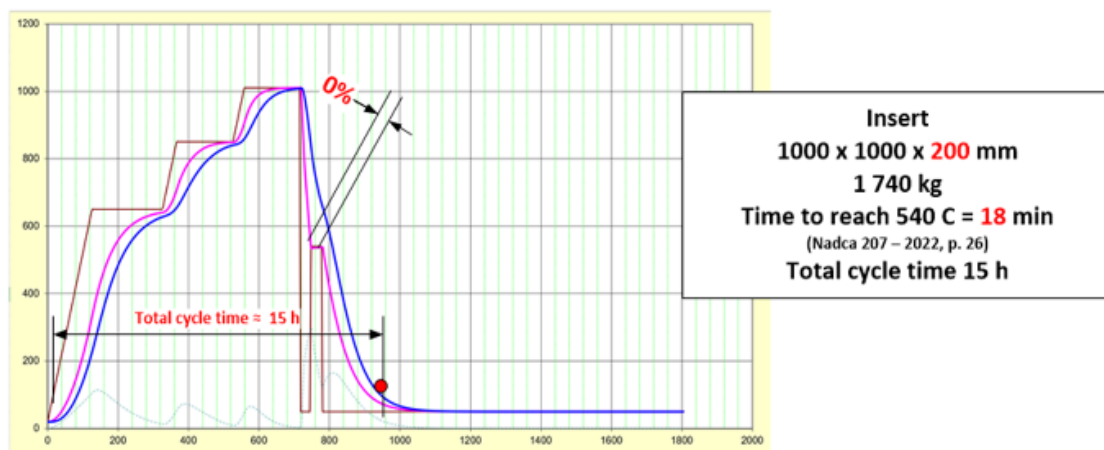
Z kaleného tělesa musíme totiž odvést obrovské množství tepla během 18 minut. Narazíme tedy na tepelnou vodivost oceli, její tepelnou kapacitu, a současně na tepelnou vodivost dusíku ve kterém kalíme, jeho rychlost proudění, koeficient přestupu tepla, výkon turbíny, výkon chladiče s ohledem na teplosměnnou plochu dusík/voda atd.

Přetlak plynu nám sice může pomoci, vzniká ale paradox, čím větší forma na kalení, tím větší potřebujeme vakuovou nádobu, a tím i větším problémem ji bude vyrobit, protože bude muset splňovat všechna kritéria pro tlakové nádoby a jejich bezpečnost. Stávající stav techniky pro ty největší vakuové pece prozatím končí na 15 bar přetlaku.

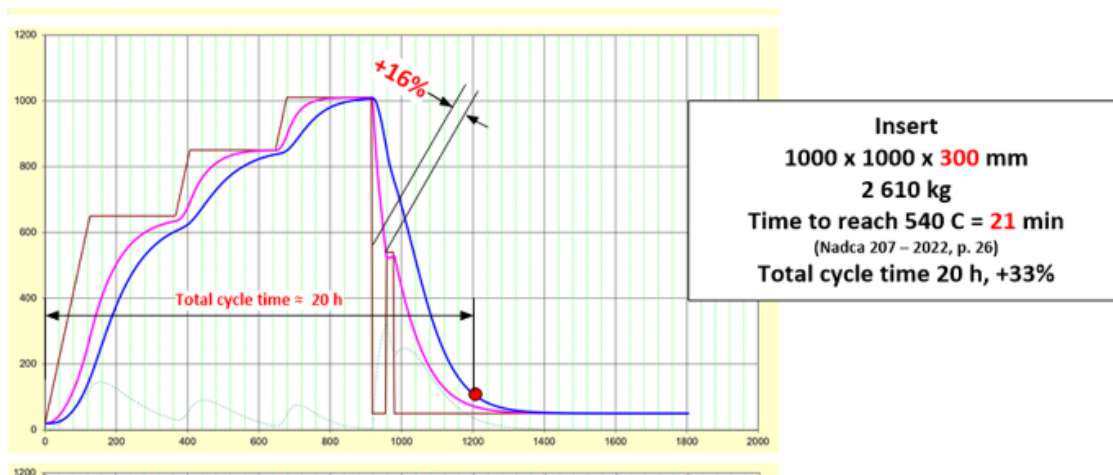
SIMULACE

Při znalosti výše uvedených problémů nám zbývá jediné. Inteligentně rozdělit formu na více menších částí. A jak malé tyto části musí být?

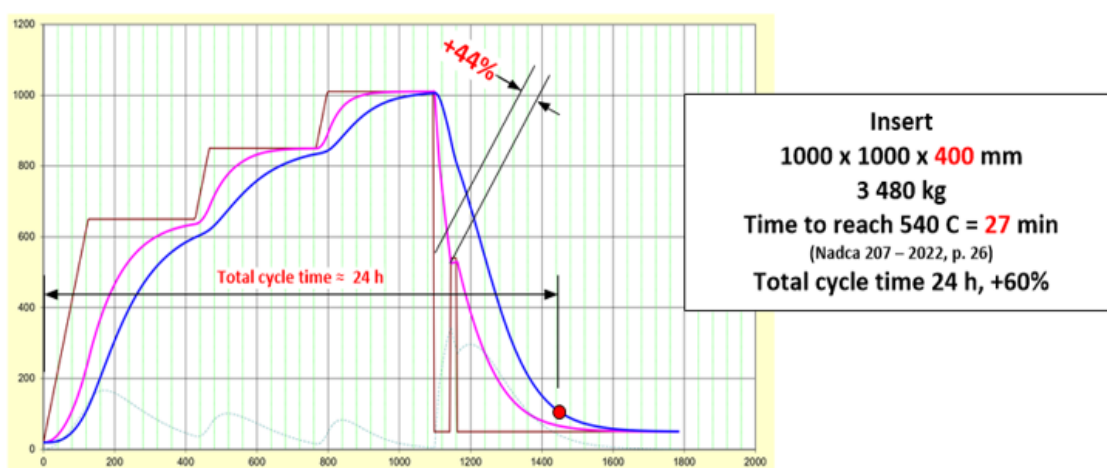
Pro zjednodušení jsem si vytvořil model 4 desek v rámu, každá o rozměru 1000x 1000 mm, s různými tloušťkami od 200 do 500 mm. Co z toho vyšlo? To je vidět na následujících simulacích.



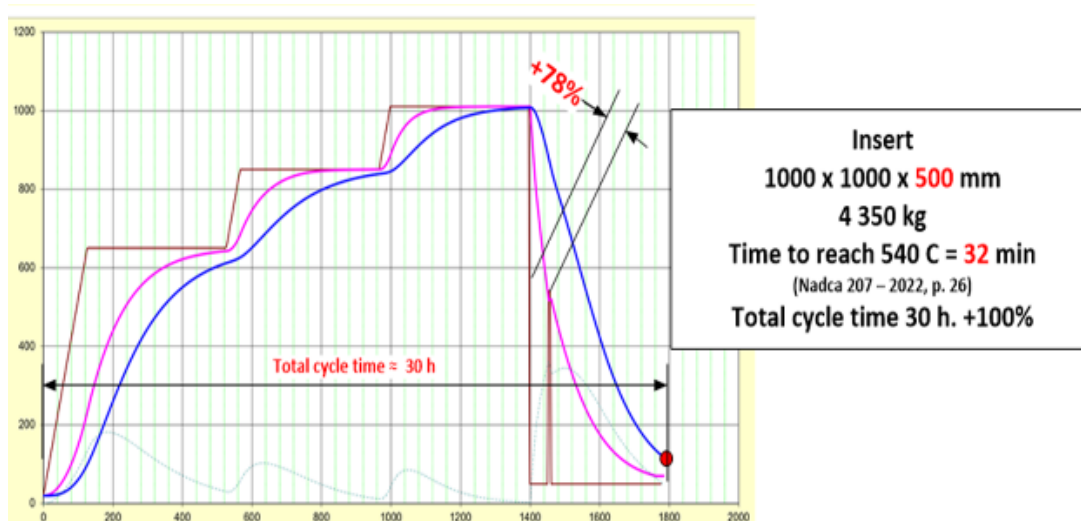
Obr. 10: Simulace kalení pro desku o síle 200 mm



Obr. 11: Simulace kalení pro desku o síle 300 mm

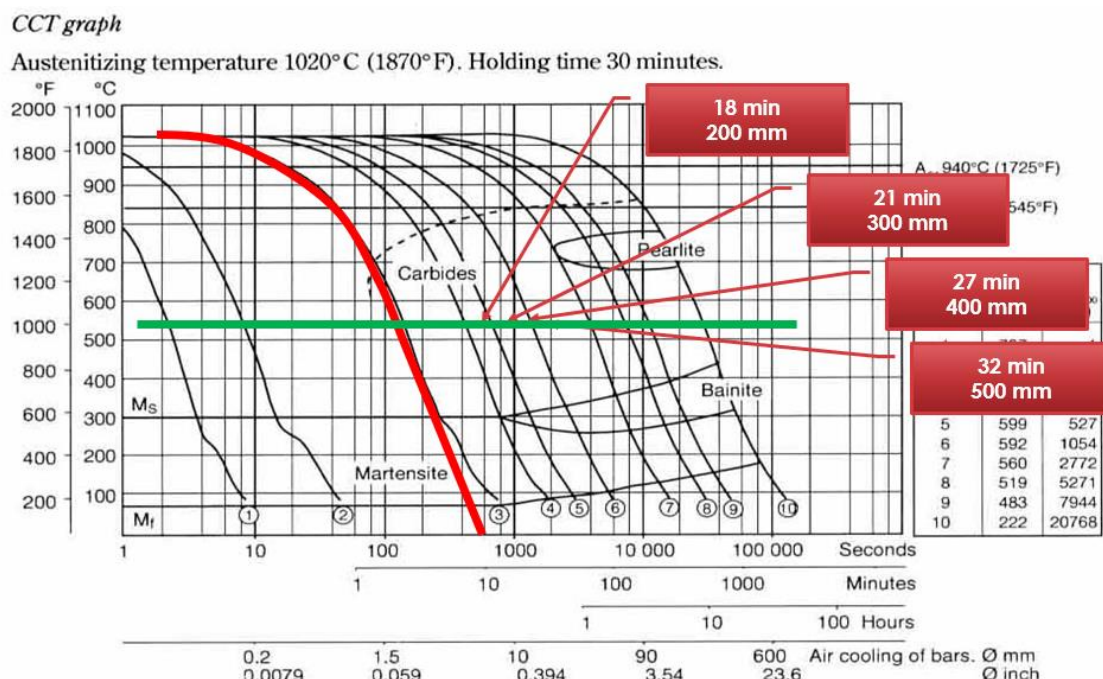


Obr. 12: Simulace kalení pro desku o síle 400 mm



Obr. 13: Simulace kalení pro desku o síle 500 mm

Pokud si výsledky simulací zaneseme do CCT diagramu pro ocel H13, pak dostaneme následující pohled.



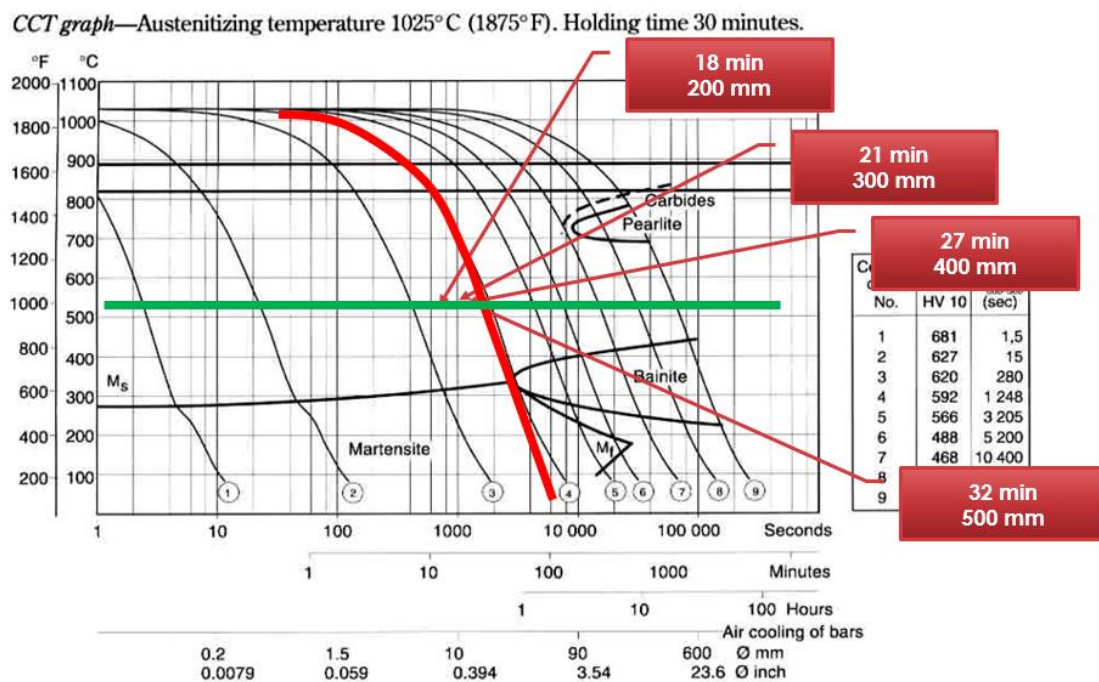
Obr. 14: CCT diagram pro ocel H13

Na grafu je znázorněna **červená čára**, představující povinnou rychlost ochlazování pro eliminaci precipitace karbidů a pro dosažení martenzitické struktury. Pokud ale máme desku o sílu 200 mm, takovou rychlost ochlazování již nedocílíme. Přiblížíme se sice 100% martenzitické struktuře, ve všech případech ale protínáme tzv. karbidický nos, a ve struktuře budeme mít tedy vyloučeny eutektické karbidy, snižující houževnatost, a tedy i odolnost proti tepelné únavě.

Jiná situace bude pro ocel Dievar od Uddeholm. V tomto případě ještě spolehlivě uchládíme i sílu desky 400 mm, bez významného podílu bainitu ve struktuře. Co je ale důležité, karbidický nos je posunut hodně vpravo, a tedy ve všech případech tento typ karbidů nám nebude během kalení ve struktuře precipitovat.

Pokud známe tento limit, pak už je jen potřeba k němu najít vakuovou pec. Řekněme si na rovinu, taková pec v CZ ani SK není. Největší pece, programovatelné pro režim cyklu Nadca 207, jsou v **Galvamet** od firmy **TAV Vacuum Furnaces** a jsou do 1500 kg. To ale neznamená, že do takovéto pece můžeme založit 1 a půl tuny díl. Narazíme na druhou část problému, schopnost pece ochlazovat.

Zkušenost říká, že aby bylo možno kalit díly dle Nadca 207, vytížení pece by mělo být max. na 50 %. Tzn., že bezpečně můžeme kalit díly do 750 kg. Protože naše deska 1000x1000x400 váží 3,48 tuny, podle tohoto kritéria potřebujeme pec dimenzovanou na 7 tun. To ale platí pro kalení ocelí typu H11 nebo H13. Pro oceli typu Dievar nebo nově vyvinuté oceli dle následujících kapitol můžeme využít celou kapacitu pece, tedy 1500 kg.



Obr. 15: CCT diagram pro ocel Dievar



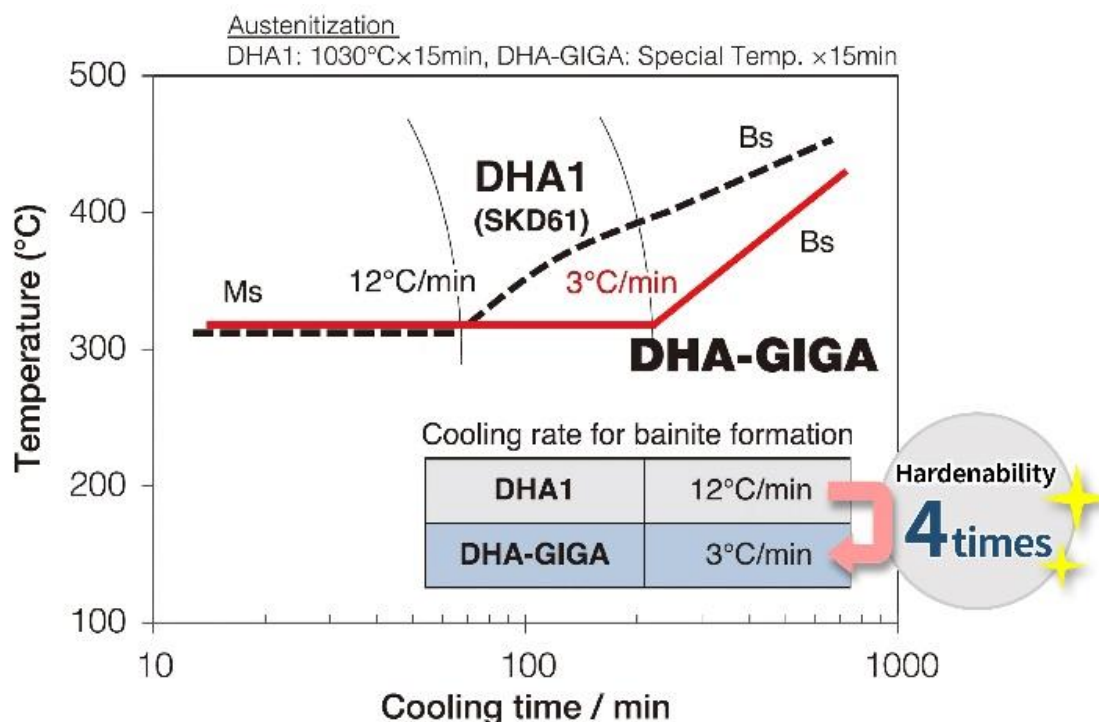
Obr. 16: Vakuová pec TAV Vacuum Furnaces H12-S, 1500x900x1500 mm pro GIGA Tools, na 15 bar přetlaku a do 8 000 kg [7]



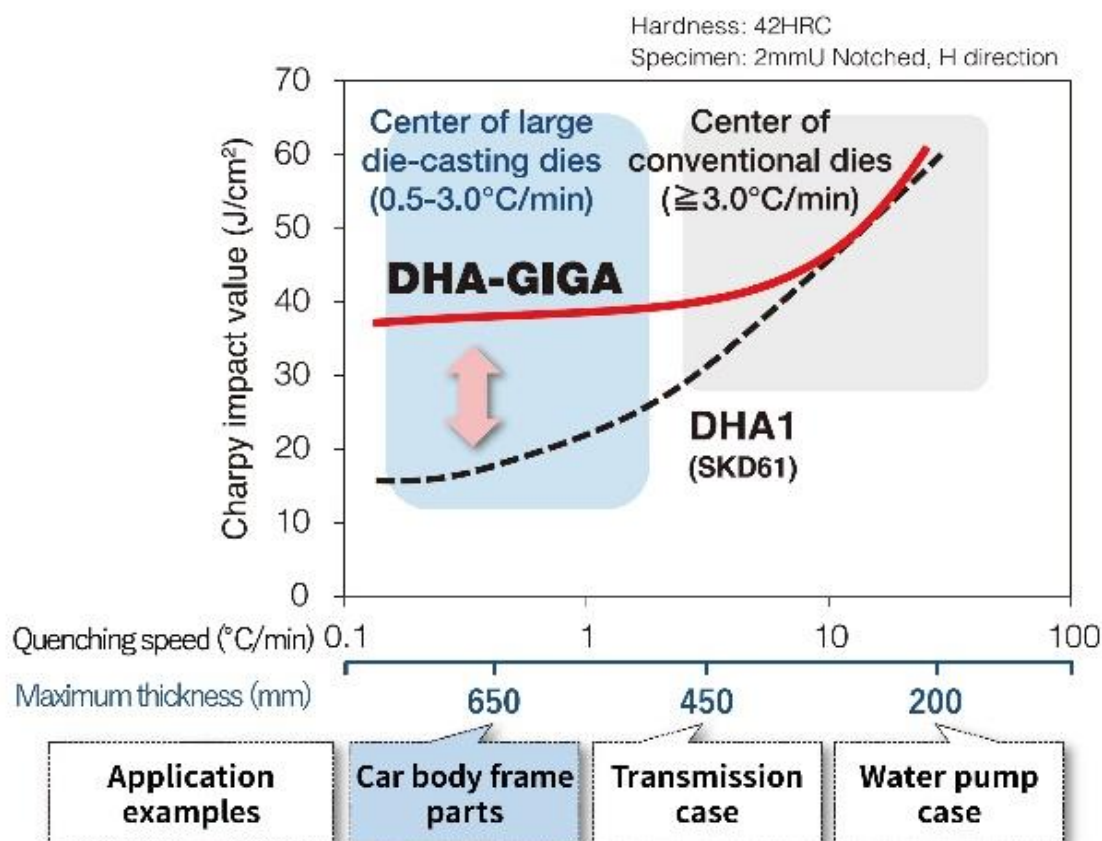
Obr. 17: Příklad zakládání formy na kalení včetně uložení termočlánků T_s a T_c
(MCS Facchetti, <https://www.mcsfacchetti.it/>) [7]

NOVÉ MATERIÁLY

Společnost DAIDO Steel z Japonska v září 2025 začala prodávat nový typ oceli určený právě pro tyto GIGA formy, s názvem **DHA-GIGA**. Tato ocel se vyznačuje tím, že je uzpůsobena cíleně pro kalení velkých bloků pro GIGA formy, vložek s tloušťkou až 650 mm a o hmotnosti nad 2 tuny. I při těchto GIGA rozměrech ocel dosahuje výslednou rázovou houževnatostí až 40 J/cm^2 . To je skoro 2x tolik co Dievar. Přitom požadavek na rychlost ochlazování je pouze 3 °C/min .

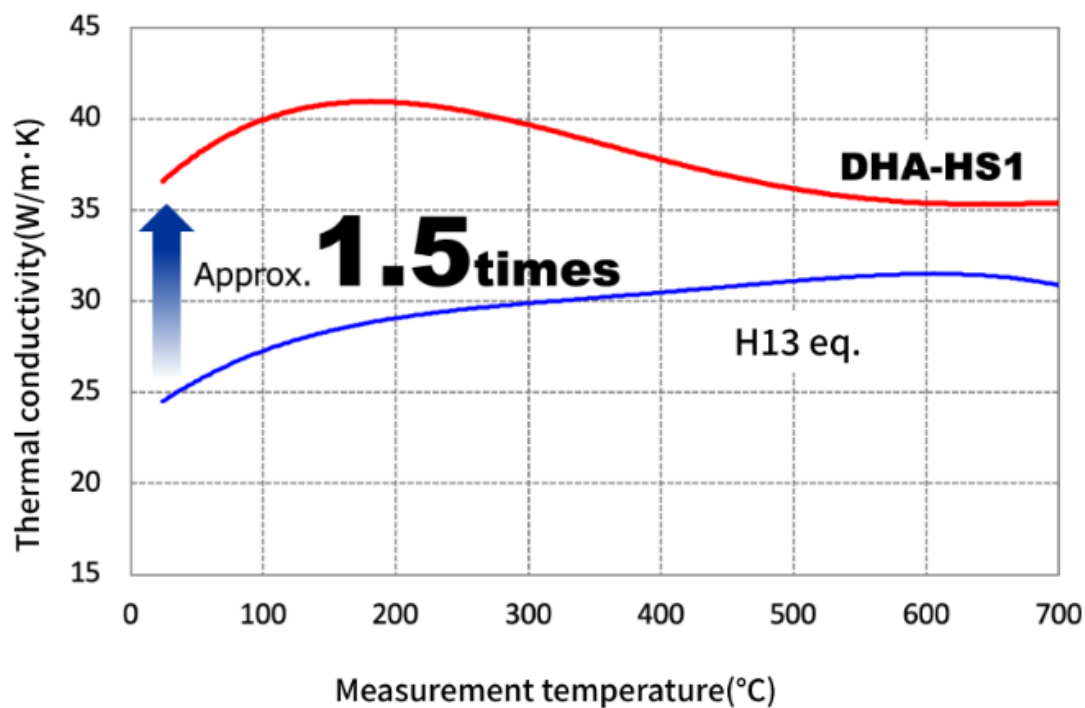


Obr. 18: Potřebné ochlazovací rychlosti pro ocel Daido DHA1 a DHA-GIGA [8]

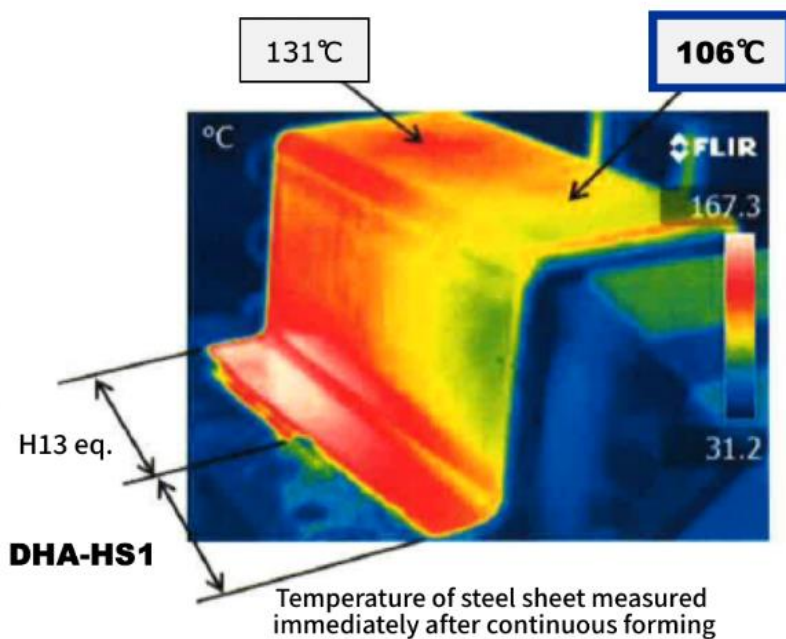


Obr. 19: Hodnoty rázové houževnatosti ve vztahu k průřezu bloku [8]

Čím je to dáno? To je prozatím zahaleno tajemstvím. Daido Steel neuvádí ani chemické složení, ani CCT diagram, a ani podmínky tepelného zpracování. Pouze naznačuje, že hlavním důvodem potřeby nízké ochlazovací rychlosti je její vynikající tepelná vodivost. Data pro DHA-GIGA nebyla prozatím nikde publikována, Daido Steel ale uvádí tyto hodnoty při porovnání oceli H13 a DHA-HS1.



Obr. 20: Daido steel, ocel DHA-HS1 a porovnání tepelné vodivosti s H13 [9]



Obr. 21: Rozdíl teploty povrchu mezi ocelí H13 a DHA-HS1 [9]

POŽADAVKY NA ZAŘÍZENÍ PRO KALENÍ A POPOUŠTĚNÍ GIGA FOREM

Pro kalení vložek pro GIGA formy je potřeba vzít v úvahu i další požadavky. Jejich porovnání dle různých specifikací je v následující tabulce, jak pro pece, tak i pro materiál.

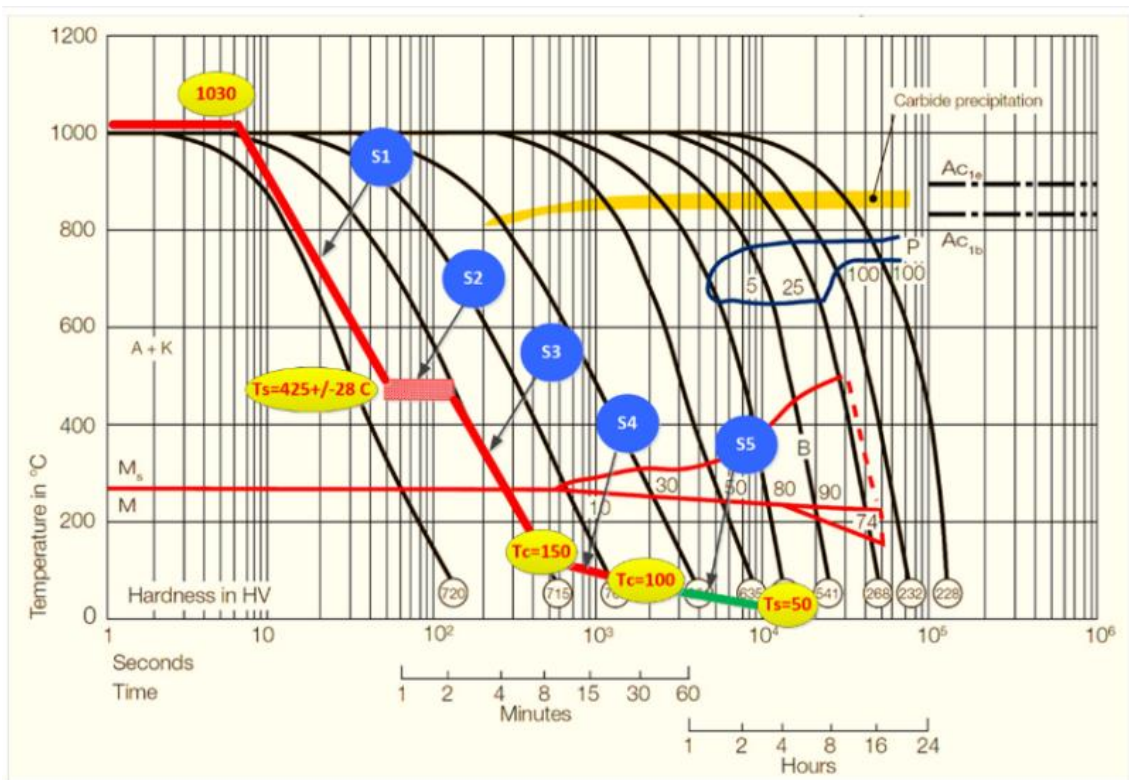
Specification				
	Nadca Class 1	Nadca Class 2	GM/DC-9999-1	FMC/AMTD-DC2010
Guarantor	-	-	Die casting foundry	Tool maker
Test Coupon	Yes	No	Yes	Yes
Backfill Pressure	-	-	9 bars	-
Minimum Quench Rate	28 C/min	28 C/min	35 C/min	28 C/min
Time to reach 537 C	18 min	18 min	13 min	18 min
Ts and Tc Thermocouples	Yes	Yes	Yes	Yes
Furnace validation	AMS 2750/F	AMS 2750/F	MIL-H-6875	-
Digital Data Compilation	No - Chart OK	No - Chart OK	Digital Data Recorder	No - Chart OK
Minimal No. Of Tempers	2	2	3	3

Material Source	Nadca 207/List of Steels	Nadca 207/List of Steels	30 Months Provisional Source	30 Months Provisional Source
Heat Treatment Source	-	-	40 Months Provisional Source	30 Months Provisional Source
Testing Source	-	-	None	30 Months Provisional Source
Acceptance rate	-	-	88%	88%
Non-Compliance penalty	-	-	USD 400	USD 1000

Initial Material Qualification				
	ESR, VAR	ESR, VAR	ESR, VAR	ESR, VAR
Refining process	ESR, VAR	ESR, VAR	ESR, VAR	ESR, VAR
Chemical Composition	Yes	Yes	Yes	Yes
Ultrasonic inspection	Yes	Yes	Yes	Yes
Fracture Toughness	Yes/ASTM E23	Not	Yes/ASTM E23	Yes/ASTM E23
Heat Check Resistance	Not	Not	-	Optionally
Alloy Segregation	Yes/ASTM E3	Yes/ASTM E3	Yes	Yes/ASTM E3
Inclusion Content	Yes/ASTM E45/A	Yes/ASTM E45/A	Yes	Yes/ASTM E45/A
Carbide Content	Yes	Yes	Yes	Yes
Grain Size	Yes/min. 7/ASTM E112	Yes/min. 7/ASTM E112	Yes/min. 7/ASTM E112	Yes/min. 9/ASTM E112
Microstructure	Nadca 207 Rating Chart	Nadca 207 Rating Chart	Nadca 207 Rating Chart	Nadca 207 Rating Chart
Hardness	Yes/max.235 HBW	Yes/max.235 HBW	Yes/max.235 HBW	Yes/max.217 HBW
Testing Frequency	100%	-	100%	100%
Reporting of Test Result	Lab Cert	Lab Cert	Lab Cert	Lab Cert

Obr. 22: Zvláštní požadavky na materiál a tepelné zpracování dle různých specifikací

Tím to ale nekončí. Pece pro kalení musí umět řídit proces od vsázkových termočlánků, a tomu musí být uzpůsobeno i programování pece. Musíme umět řídit rychlost ochlazování z teploty austenitizace do ISO prodlevy na 450 °C, musíme umět hodnotit rozdíl teplot **Ts** a **Tc** (jádro a povrch), a tomuto rozdílu automaticky přizpůsobit chování pece tak, aby byla splněna podmínka min. **28 °C/min**, musíme umět řídit ochlazování po ISO prodlevě, protože na tom bude záviset, zda nám vložka při kalení praskne nebo ne. Aby to bylo vůbec realizovatelné, **nástrojárna musí umět připravit otvory** pro vsázkové termočlánky **Ts** a **Tc**, jinak to celé bude neproveditelné.



Obr. 23: CCT diagram a cyklus ochlazování při kalení dle Nadca 207:2025.



Obr. 24: Pec TAV Vacuum Furnaces, H15, výrobce nástrojů pro GIGA casting MCS Facchetti, Italy

ZÁVĚR

Výroba tlakových forem pro GIGA casting má několik podmínek, které dle výše uvedeného prozatím nejsme schopni splnit. Nemám sice dokonalý přehled o nástrojárnách v CZ a SK, a nevím, jestli některá z nich se nepřipravuje na tento nový program, jsem si ale jistý tím, že doposud v našem teritoriu nejsou vhodné vakuové pece pro tepelné zpracování takto velkých forem.

Podle dostupných informací, Tesla má na každý GIGA lis dvě formy, jedna je v provozu, druhá v údržbě. Životnost jednotlivých tvarových vložek je 30 až 80 tisíc ran. Protože výkon GIGA lisu je kalkulován zhruba na 120 000 ks odlitků ročně, každý lis potřebuje zhruba 2 formy ročně.

Cena GIGA lisu na 9 000 tun je zhruba € 10,5 Mio, cena formy se bude pohybovat kolem € 2–4 Mio. Životnost lisu je 20 let. Pokud by životnost formy byla 120 000 ran, tedy na úrovni roční kapacity lisu, každý lis bude potřebovat 20 forem za dobu života. To je ale optimistický předpoklad, splnitelný pouze pokud materiál vložek i tepelné zpracování budou na špičkové jakosti. V opačném případě, podle publikovaných výsledků Tesla, na 1 GIGA lis bude potřebovat 40 GIGA forem za dobu jeho života.

Musíme si ale uvědomit, že mluvíme o výrobě auta, které se bude sestavovat ze 2 až 3 GIGA odlitků. Počet forem se tedy bude zvyšovat, úměrně tomuto číslu. U každé formy budou minimálně 4 GIGA tvarové vložky, s potřebou GIGA kalení ve vakuové peci. I v té minimální konfiguraci budeme potřebovat kalit $2 \times 2 \times 4 = 16$ GIGA tvarových vložek ročně pro jednu automobilku. Je tedy o čem přemýšlet.

LITERATURA

- [1] Specifikace Nadca 207:2025, Special Quality Die Steel & Heat Treatment Acceptance Criteria for Die Casting Dies, North American Die Casting Association
- [2] <https://www.aiag.org/training-and-resources/manuals/details/CQI-27>
- [3] Corwyn Berger, European Die Casting, přednáška Bodycote Material Testing, Brno
- [4] T. Wingens, C. Berger, PICHT & SETD 2008 - H13 Heat Treating REV 1, Bled, Slovenia, 2008
- [5] <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/fine-grain-size>
- [6] <https://www.teslarati.com/tesla-cybertruck-idra-9k-ton-giga-press-teaser-images-video/>
- [7] TAV Vacuum Furnaces, Carravagio, Italy
- [8] https://www.daido.co.jp/en/common/pdf/pages/products/tool/dha_giga_leaflet.pdf
- [9] https://www.daido.co.jp/en/products/tool/dha_hs1/index.html

Sborník přednášek z 10. Holečkovy konference

Autoři: Kolektiv autorů

Vydal: Česká slévárenská společnost, z.s., člen ČSVTS Praha

Adresa: Divadelní 614/6, 602 00 Brno

Rok vydání: 2025

Vydání: 1.

Počet stran: 81

Poznámka: Neprošlo jazykovou úpravou. Nemá ISBN.